

# ẢNH HƯỞNG BIẾN DẠNG VÀ NHIỆT ĐỘ TÔI ĐĂNG NHIỆT ĐẾN TỔ CHỨC VÀ CƠ TÍNH THÉP ĐỘ BỀN CAO - DP600

## INFLUENCE OF DEFORMATION AND ISOTHERMAL QUENCHING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL - DP600

BÙI THỊ NGỌC MAI\*, PHẠM THỊ THANH HẢI

Khoa Đóng tàu, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

\*Email liên hệ: maibtn@vamaru.edu.vn

### Tóm tắt

Bài báo trình bày những kết quả nghiên cứu về ảnh hưởng mức độ biến dạng và nhiệt độ tôi đẳng nhiệt đến tổ chức và cơ tính của thép DP600. Bằng các kết quả phân tích về tổ chức như hiển vi quang học; XRD và SEM đã xác định được tổ chức đặc trưng của thép độ bền cao. Ngoài ra, bằng phân tích tỷ phần pha đã xác định được tỷ phần bainite khi xử lý nhiệt ở 400°C với mức độ biến dạng 40% là 48%. Bằng các phương pháp phân tích tổ chức đã xác định được sự phân bố của tổ chức bainite; ferit và austenite dư ở trong tổ chức thép nghiên cứu. Với quy trình công nghệ tối ưu ở nhiệt độ austenite hóa 800°C trong 30 phút và tôi đẳng nhiệt ở 400°C trong 30 phút cho giá trị độ cứng cao nhất là 56,2HRC và độ bền đạt được là 1.083MPa; độ giãn dài đạt được là 46,82%.

**Từ khóa:** Thép độ bền cao; bainit; austenite dư; tôi đẳng nhiệt.

### Abstract

The article presents the research results on the effect of deformation and iso-thermal quenching temperature on the microstructure and mechanical properties of DP600 steel. By analytical results of structure such as optical microscopy; XRD and SEM have identified the microstructure of this steel. In addition, by analysis of the phase fraction, the bainite phase ratio which was determined during heat treatment at 400°C with a 40% deformation was 48%. The microstructure has determined the distribution of bainite; ferrite and residual austenite in the structure of this steel. With this process, the austenite temperature is 800°C for 30 minutes and the isothermal quenching at 400°C for 30 minutes gives the highest hardness value of 56,2HRC and the strength limit is 1083MPa; elongation was 46.82%.

**Keywords:** AHSS, bainite, residual austenite, isothermal quenching.

### 1. Mở đầu

Thép AHSS được nghiên cứu từ những năm 1960, được phát triển mạnh sau những năm 1980. Từ thành tựu về công nghệ hoàn nguyên trực tiếp sắt (luyện gang phi cốc), thu được sản phẩm có hàm lượng P và S thấp dưới 0,015%, nhờ đó tạo tiền đề cho luyện ra mác thép chất lượng cao, tiếp sau sử dụng công nghệ biến dạng và xử lý nhiệt tạo được mác thép có số lượng pha nhất định (Ferrit (F), Austenit ( $\gamma$ ) dư) và hỗn hợp (Bainit (B) và Mactenxit (M)), với độ lớn hạt siêu mịn và có tỷ phần thể tích các pha nhất định. Từ đó ta được thép AHSS có cơ tính tổng hợp cao hơn các mác thép HSLA, có giới hạn bền cao đến siêu cao, trên 1200MPa và độ giãn dài vẫn bảo đảm trên 20% [1-3].

Thép song pha (DP) là một trong các mác thép thuộc nhóm độ bền cao tiên tiến AHSS, sau khi xử lý nhiệt tổ chức tế vi của thép bao gồm pha F và tổ chức M hoặc pha F và tổ chức B. Pha F là pha nền có tính dẻo còn tổ chức B hoặc M trong cấu trúc có Xementit và nằm xen kẽ có kích thước hạt nhỏ mịn. Tổ chức B hoặc M có cấu trúc dạng hình lá tre chiếm tỷ lệ khoảng 15-30% phân bố trên nền F có hình dạng đa cạnh và chiếm tỷ lệ từ 70 đến 85%. Với dạng tổ chức như trên thép vừa đảm bảo tính dẻo và khả năng hóa bền cho thép [4-9].

Pha F có vai trò quan trọng chủ đạo tác dụng đến độ bền và nhất là độ dẻo. Các tổ chức M và B có độ cứng cao, độ dẻo thấp, nằm xen kẽ giữa pha F, đóng vai trò là các pha tăng bền, có tác dụng cản trở chuyển động của lệch, là tác nhân điều tiết độ bền và độ dẻo [2, 3, 7].

Khi làm nguội thép từ nhiệt độ trong khoảng  $A_{c1}$  đến  $A_{c3}$  (nhiệt độ vùng hai pha F và  $\gamma$ ) đến vùng nhiệt độ bainit, austenit sẽ chuyển biến thành các sản phẩm khác nhau như ferit mới, peclit, bainit và austenit dư tùy thuộc vào tốc độ nguội. Nếu tốc độ nguội  $V_{ng}$  lớn hơn tốc độ nguội tới hạn  $V_{th}$ , sẽ không có ferit mới và peclit hình thành. Khi nhiệt độ bainit quá cao, tổ chức bainit thô và có khuynh hướng hình thành cacbit, đồng thời, giới hạn hàm lượng C trong austenit dư

thấp, austenit chưa chuyển biến có độ ổn định thấp, vì vậy, chúng sẽ bị phân hủy khi làm nguội đến nhiệt độ phòng, làm giảm tỷ phần austenit dư cuối. Nếu nhiệt độ bainit quá thấp, tổ chức bainit với nhiều hơn các mảng austenit dư nhỏ mịn và quá ổn định. Mặt khác, tỷ phần austenit chưa chuyển biến thấp, trong khi, khuếch tán của C diễn ra chậm chạp, cần thời gian dài để austenit đủ giàu C để ổn định nhiệt. Do đó, tỷ phần austenit dư cuối cùng cũng thấp. Vì vậy, tồn tại nhiệt độ tối ưu trong khoảng 350-450°C nhận được tỷ phần austenit dư lớn nhất [10-13].

Chuyển biến bainit được thừa nhận là chuyển pha nửa khuếch tán với sự tham gia của cơ chế trượt (tương tự chuyển biến mactenxit) và cơ chế khuếch tán, trong đó cơ chế trượt ưu tiên xảy ra trước. Trong thép AHSS-DP, sản phẩm chuyển biến bainit ban đầu là bainitic ferit ( $\alpha_b$ , quá bão hòa) quá bão hòa C hình thành theo cơ chế trượt và austenit chưa chuyển biến do động học quá trình trượt phụ thuộc vào gradient nhiệt độ. Khi giữ nhiệt, C sẽ khuếch tán từ  $\alpha_b$ , quá bão hòa tới bề mặt của austenit hình thành vùng giàu C. Nhưng do có mặt các nguyên tố Si, Al, ... có sẵn trong thép, tiết xementit chưa xảy ra do cần thời gian để các nguyên tố này khuếch tán khỏi vùng hình thành xementit, do vậy, C tiếp tục khuếch tán và làm giàu tới austenit chưa chuyển biến [14-18].

Động học chuyển biến bainit trong thép DP được mô tả theo công thức sau: [19]

$$\frac{df_{ab}}{dt} = \frac{u \cdot k_1}{f_{ab}^*} \cdot (1 - f_{ab}) \cdot (1 + \beta \cdot f_{ab}^* \cdot f_{ab}) \cdot \exp \left[ \frac{k_2(\Delta G_m^0 - G_N)}{rRT} \cdot f_{ab} - \frac{k_2}{RT} \left( 1 + \frac{\Delta G_m^0}{r} \right) \right] \quad (1)$$

Trong đó:  $f_{ab}$  - Tỷ phần thể tích bainit [%];  $k_1$ ;  $k_2$  - Hệ số hiệu chỉnh;  $u$  - Thể tích một đơn vị bainit;  $f_{ab}^*$  - Thể tích cuối cùng của bainit [%];  $\beta$  - Hệ số hiệu chỉnh;  $\Delta G_m^0$  - Lực động lực của chuyển biến bắt đầu chuyển biến ram austenite;  $G_N$  - Lực động lực nhỏ nhất cho chuyển biến bainit;  $T$  - Ứng suất trượt;  $R$  - hệ số;  $T$  - Nhiệt độ [°K];  $r$  - Hệ số dị hướng phẳng của tấm.

Từ công thức về động học của chuyển biến bainit cho thấy có nhiều yếu tố ảnh hưởng đến chuyển biến bainit như: tỷ phần và thành phần hóa của austenite khi nung, nhiệt độ - thời gian giữ nhiệt bainit. Như vậy để khống chế được tỷ phần tổ chức bainit cần khống chế cả nhiệt độ - thời gian giữ nhiệt nung, nhiệt độ - thời gian nguội đẳng nhiệt.

Trong công trình nghiên cứu này, chúng tôi trình bày những kết quả nghiên cứu về ảnh hưởng của nhiệt độ tối đẳng nhiệt ở các mức độ biến dạng khác nhau đến tổ chức và cơ tính của thép nghiên cứu.

**Bảng 1. Thành phần hóa học của thép DP600**  
(% khối lượng)

C	Si	S	P	Mn	Fe	Tạp chất
0,2200	1,6007	0,0089	0,0212	1,3978	94,72	còn lại

## 2. Phương pháp nghiên cứu

Mác thép nguyên cứu: Từ mục đích nghiên cứu thép AHSS nhóm thép DP với thành phần chính là CMnSi và từ phân tích quy luật tác động của thành phần C, Mn, Si đến tổ chức và cơ tính thép DP, chọn mác thép có thành phần C từ (0,2-0,4)%, Mn từ (0,5-1,0)% và Si từ (0,2-0,6)% để nghiên cứu. Hàm lượng tạp chất phải thấp, cụ thể, hàm lượng  $P \leq 0,025\%$ ,  $S \leq 0,015\%$  theo tiêu chuẩn thép AHSS.

Mẫu sau đúc được tiến hành ủ đồng đều hóa ở 1000°C trong 03h. Sau đó mẫu được tiến hành cán ở các mức độ biến dạng 30; 40 và 50%

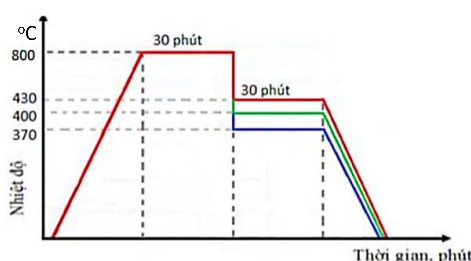
Quy trình xử lý nhiệt thép DP600 được xử lý như sau:

Giai đoạn 1: Nung mẫu tới nhiệt độ chuyển biến vùng hai pha ở 800°C, giữ nhiệt trong 30 phút. Nhiệt độ này được xác định bằng các công thức thực nghiệm để xác định nhiệt độ tối hạn của thép nghiên cứu [20].

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr$$

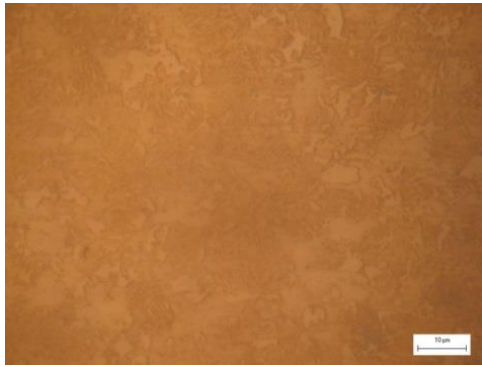
$$A_{c3} = 923 - 203C^{1/2} - 15Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo$$

Từ công thức thực nghiệm xác định được khoảng nhiệt độ  $A_{c1}$  đến  $A_{c3}$  là từ: 728-832°C. Từ đó, công trình chọn nhiệt độ vùng chuyển biến hai pha là 800°C.

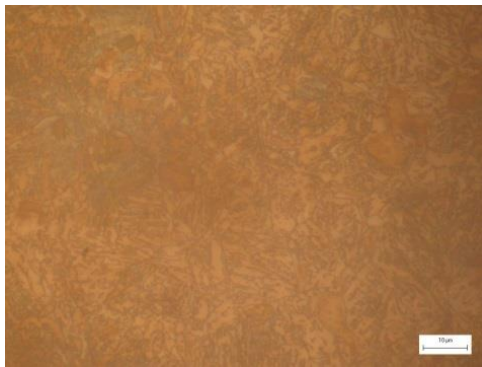


**Hình 1. Giản đồ xử lý nhiệt thép DP600**

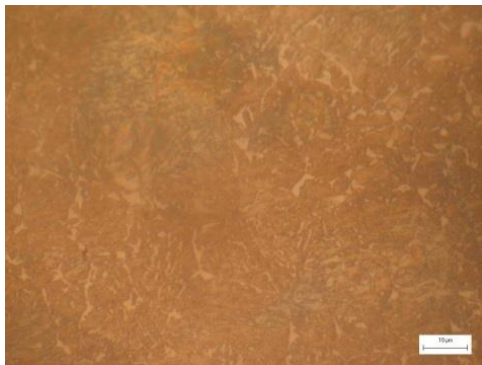
Giai đoạn 2: Làm nguội nhanh tới vùng chuyển biến Bainit. Mẫu thép DP sau khi đã nhiệt luyện ở 800°C trong 30 phút, được giữ ở trong một hỗn hợp muối  $NaNO_3$  và  $KNO_3$  với tỷ lệ tương ứng là 2/3 ở các nhiệt độ 430°C, 400°C, 370°C trong thời gian 30 phút (thời gian giữ nhiệt được dựa theo giản đồ TTT của thép DP600 và công thức kinh nghiệm [21]). Sau đó làm nguội trong nước.



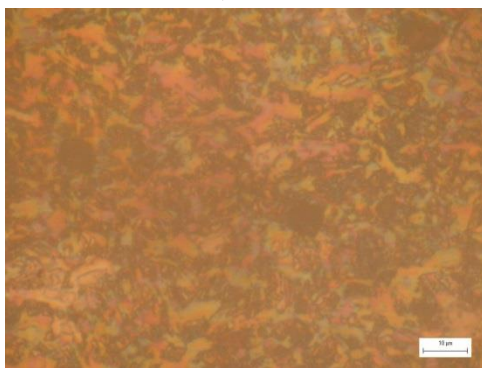
a) 0%



b) 30%



c) 40%



d) 50%

**Hình 2. Tổ chức tế vi thép khi tôi đẳng nhiệt 400°C**

Mẫu sau khi xử lý nhiệt được phân tích tổ chức tế vi trên kính hiển vi quang học Axiovert - 25A.

Nhận diện tổ chức pha của hợp kim nghiên cứu được tiến hành tầm thực màu: pha ferit có màu vàng cam; bainit có màu nâu đen và austenite dư có màu vàng sáng.

Phân tích Xray được phân tích trên thiết bị phân tích XRD - D5005 của Khoa Vật lý - Trường Đại học Khoa học tự nhiên - Đại học Quốc gia Hà Nội.

Phân tích SEM được thực hiện trên thiết bị FE-SEM JEOL-7001FA kết hợp với Trường Đại học Shimane-Nhật

Các kết quả phân tích độ cứng được thực hiện trên máy đo độ cứng Mitoyuo - Trường Đại học Bách khoa Hà Nội.

**Bảng 2. Chế độ xử lý biến dạng - xử lý nhiệt thép**

**DP600**

	0%	30%	40%	50%
370°C	M1	M2	M3	M4
400°C	M5	M6	M7	M8
430°C	M9	M10	M11	M12

Các kết quả phân tích độ bền và độ dẻo được tiến hành trên thiết bị thử kéo Devotrans FE/R50KN tại Viện Công nghệ - Tổng cục Công nghiệp Quốc Phòng.

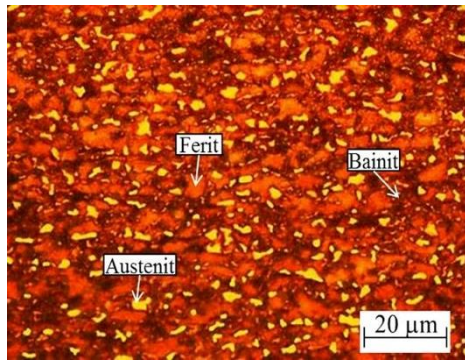
### 3. Kết quả và bàn luận

#### 3.1. Kết quả phân tích về tổ chức tế vi

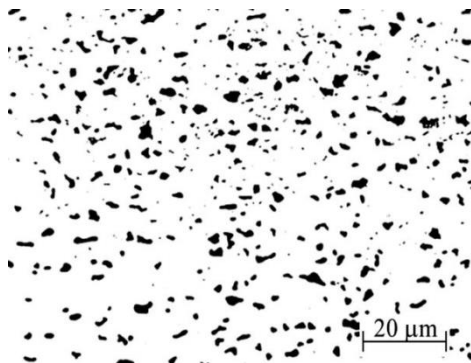
Các kết quả phân tích tổ chức tế vi của thép ở các mức độ biến dạng và xử lý nhiệt khác nhau cho thấy: Tổ chức pha ferit và tổ chức bainit; pha ferit màu sáng có hình dạng đa cạnh phân bố liên tục, tổ chức bainit màu xám nâu có dạng nhánh tằm nằm xen kẽ trên nền ferit.

**Bảng 3. Độ hạt mẫu thép DP600 tại nhiệt độ 400°C**

Mức độ biến dạng	0%	30%	40%	50%
Kích thước hạt F (µm)	15,2	14,4	13,6	13,8
Kích thước hạt B (µm)	9,4	11,8	10,2	10,6



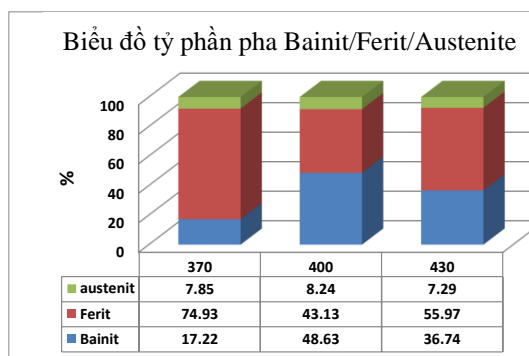
a- Ảnh tế vi (x500)



b- Phân bố austenit dư (x500)

**Hình 3. Phân tích tỷ phần pha**

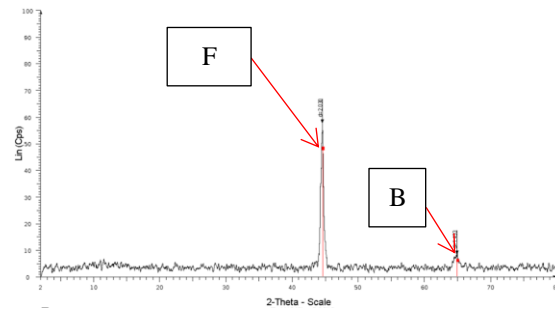
Khi xử lý tôi đẳng nhiệt ở nhiệt độ 400°C với các mức độ biến dạng khác nhau (mức 0%; 30% và 40%) cho thấy: tăng mức độ biến dạng kích thước hạt nhỏ mịn hơn; tuy nhiên mức độ nhỏ hạt là không nhiều so với việc thay đổi nhiệt độ tôi đẳng nhiệt. Mẫu không biến dạng có độ hạt ferit khá lớn so với các mẫu biến dạng (Hình 3a; 3b; 3c và Bảng 3).



**Hình 4. Biểu đồ tỷ phần F-B-γ theo nhiệt độ**

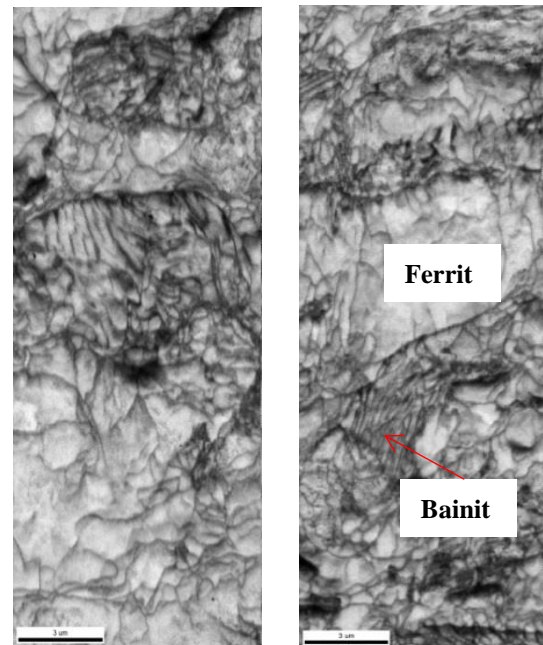
Khi tăng mức độ biến dạng lên 50% và xử lý nhiệt ở 400°C cho thấy kích thước hạt tăng lên (Hình 2d). Từ kết quả phân tích về kích thước hạt (Bảng 3) cho thấy kích thước hạt của F và B đều tăng lên so với mức độ biến dạng 40%. Kích thước hạt F là 13,8μm;

kích thước hạt B là 10,6μm so với mức độ biến dạng 40% là 13,6μm và 10,2μm. Khi tăng mức độ biến dạng thì kích thước hạt có tăng lên nhưng không đáng kể so với mức độ biến dạng 40%. Như vậy, có thể thấy rằng khi thay đổi mức độ biến dạng từ 0; 30%; 40% và 50% thì cùng nhiệt độ tôi đẳng nhiệt 400°C đến mức độ biến dạng 40% gần như kích thước hạt không thay đổi.



**Hình 5. Phân tích XRD mẫu M7**

Phân tích tỷ phần Bainit từ  $17,22 \div 48,63\%$ . Phân tích ảnh quang học cho thấy tổ chức bainite và pha austenite dư nằm ở trong nền ferit. Austenite dư ở dạng đảo độc lập có kích thước nhỏ, chủ yếu nằm tiếp giáp với biên giới hạt ferit và một phần nhỏ nằm trong vùng bainit.



a) Trước xử lý

b) Sau xử lý

**Hình 6. Phân tích ảnh SEM của hợp kim nghiên cứu trước và sau khi xử lý cơ nhiệt**

Phân tích tỷ phần pha của thép nghiên cứu cho thấy: Mẫu M7 cho tỷ phần bainite chiếm lớn nhất so

với các mẫu còn lại. Như vậy, ở nhiệt độ này phù hợp với sự hình thành các pha bainite trong điều kiện nghiên cứu.

Qua các giản đồ XRD, bằng công thức Vulf-Brag và dữ liệu của máy phân tích để xác định các vị trí đỉnh peak nhận thấy: Xuất hiện các peak của ferit và peak của bainit ở giản đồ Hình 5. Tuy nhiên bằng XRD này, khó để có thể xác định được austenite dư trong thép và tại vị trí số góc nhiễu xạ thứ hai có sự trùng giữa hai pha trên nên việc phân tích sẽ gặp khó khăn và được minh chứng bằng phân tích SEM.

Bằng các kết quả phân tích SEM cho thấy đối với mẫu sau biến dạng 40% xử lý tôi đẳng nhiệt ở 400°C đã xác định được cấu trúc bainit nhỏ mịn ở trong thép. Những cấu trúc bainit này sẽ góp phần cải thiện cơ tính của thép sau khi xử lý nhiệt.

**3.2. Phân tích về cơ tính**

**Bảng 4. Phân tích giá trị độ cứng**

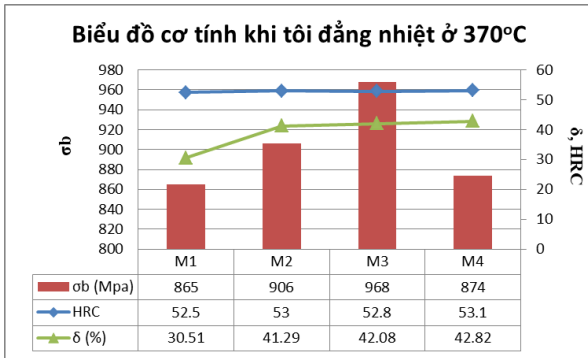
Khi tôi đẳng nhiệt ở 370°C				
Mẫu	M1	M2	M3	M4
HRC	52,5	53,0	52,8	53,1
Khi tôi đẳng nhiệt ở 400°C				
Mẫu	M5	M6	M7	M8
HRC	55,0	54,6	56,2	55,4
Khi tôi đẳng nhiệt ở 430°C				
Mẫu	M9	M10	M11	M12
HRC	53,0	52,6	53,4	51,5

**Bảng 5. Kết quả độ bền kéo (MPa)**

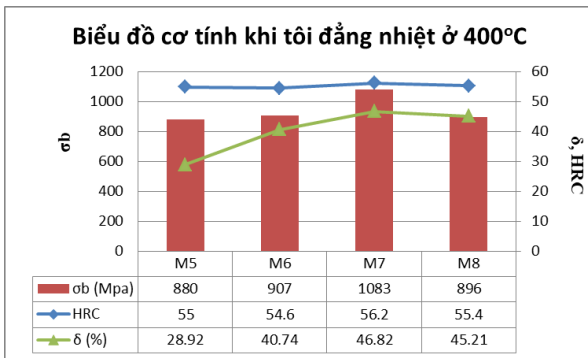
Khi tôi đẳng nhiệt ở 370°C				
Mẫu	M1	M2	M3	M4
$\sigma_b$	865	906	968	874
Khi tôi đẳng nhiệt ở 400°C				
Mẫu	M5	M6	M7	M8
$\sigma_b$	880	907	1083	896
Khi tôi đẳng nhiệt ở 430°C				
Mẫu	M9	M10	M11	M12
$\sigma_b$	883	904	919	907

**Bảng 6. Kết quả độ giãn dài (%)**

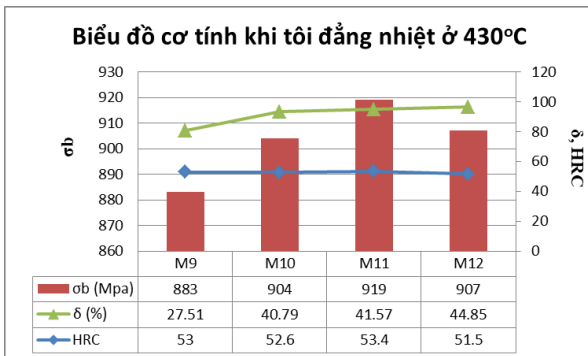
Khi tôi đẳng nhiệt ở 370°C				
Mẫu	M1	M2	M3	M4
$\delta$	30,51	41,29	42,08	42,82
Khi tôi đẳng nhiệt ở 400°C				
Mẫu	M5	M6	M7	M8
$\delta$	28,92	40,74	46,82	45,21
Khi tôi đẳng nhiệt ở 430°C				
Mẫu	M9	M10	M11	M12
$\delta$	27,51	40,79	41,57	44,85



a) Tôi đẳng nhiệt 370°C



b) Tôi đẳng nhiệt 400°C



c) Tôi đẳng nhiệt 430°C

**Hình 7. Biểu đồ cơ tính của thép nghiên cứu ở các nhiệt độ tôi đẳng nhiệt khác nhau**

Phân tích các kết quả thử cơ tính được thể hiện trên Bảng 4, 5, 6 và Hình 7:

Phân tích về ảnh hưởng của nhiệt độ tôi đẳng nhiệt nhận thấy: Với hai nhiệt độ tôi đẳng nhiệt 370°C và 430°C giá trị độ giãn dài tăng dần theo mức độ biến dạng nhưng giá trị độ cứng và độ bền thì đạt mức độ cao nhất ở mức độ biến dạng 40%.

Phân tích ở cùng một mức độ biến dạng nhưng ở các nhiệt độ tôi đẳng nhiệt khác nhau cho thấy: Ở các mức độ biến dạng 0%; 30% và 40% thì các giá trị cơ tính đều cho thấy đạt giá trị cao nhất ở mức độ biến dạng 40% và nhiệt độ tôi đẳng nhiệt là 400°C.

Khi tăng mức độ biến dạng này lên 50% thì quy

luật trên không còn đúng và giá trị đạt cao nhất là tối đẳng nhiệt ở 430°C. Tuy nhiên, giá trị này vẫn thấp hơn so với mẫu biến dạng 40% và nhiệt độ tối đẳng nhiệt là 400°C

Kết quả về độ cứng; độ bền và độ dẻo đạt tối ưu ở mức độ biến dạng 40% và thực hiện tối đẳng nhiệt ở 400°C với thời gian giữ nhiệt trong khi tối đẳng nhiệt là 30 phút (tương ứng với mẫu M7). Kết quả thu được như sau:

- Giá trị độ cứng đạt được là 56.=,2HRC;
- Giá trị độ bền kéo cao nhất đạt 1083MPa;
- Độ dẫn dài cao nhất đạt được là 46,82%.

Kết quả phân tích về cơ tính phù hợp với những kết quả lập luận về tổ chức của thép được phân tích ở trên. Như vậy, với quy trình xử lý thép được biến dạng ở 40%; nhiệt độ tối đẳng nhiệt là 400°C cho giá trị cơ tính tốt nhất. Kết quả về cơ tính này phù hợp với kết quả phân tích về độ hạt; sự phân bố của tổ chức bên trong nền của thép.

#### 4. Kết luận

Từ những phân tích về tổ chức và tính chất của thép độ bền cao DP600 xác định được quy trình công nghệ tối ưu của thép là:

Mẫu được biến dạng với mức độ biến dạng 40%. Nâng nhiệt tới vùng hai pha ở 800°C và giữ trong vòng 30 phút, hạ nhiệt đột ngột xuống vùng chuyển biến bainit tại 400°C ở môi trường muối trong 30 phút và làm nguội nhanh trong nước.

Với quy trình xử lý nhiệt ở trên tổ chức của thép bao gồm pha F và  $\gamma_{\text{ dư}}$  và tổ chức B với tỷ phần pha lần lượt là: 43,13%; 8,24% và 48,63%.

Giá trị cơ tính của thép thu được sau khi xử lý là: độ bền 1083MPa; độ dẫn dài 46,82%.

#### Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: DT20-21.24.

#### TÀI LIỆU THAM KHẢO

[1] H. Takechi, *Transformation hardening of steel sheet for automotive applications*, JOM, Vol.60, No. 12, 2008.

[2] ASM International Handbook Committee, *ASM Handbook: Materials Characterization*, Vol.10, 1998.

[3] A. S. M. I. Handbook, *ASM handbook (Heat treating of Irons and Steels)*, ASM International, 2005.

[4] H. Halfa, *Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels*, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, Vol.02, No.05, 2014.

[5] A. Rollett, F. Humphreys, G. S. Rohrer, and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena - Chapter 3 - Deformation Textures, Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2017.

[6] P. J. Jacques, Q. Furnemont, S. Godet, T. Pardoen, K. T. Conlon, and F. Delannay, *Micromechanical characterisation of TRIP-assisted multiphase steels by in situ neutron diffraction*, Philosophical Magazine, Vol.86, No.16, 2006.

[7] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*. 2015.

[8] M. Shome and M. Tumuluru, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. 2015.

[9] S. Keeler and M. Kimchi, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0*, World AutoSteel.org, No. May, p.511, 2014.

[10] S Mishra and BK Jha, *A Low-Carbon TRIP-Aided Formable Hot Rolled Steel*, in Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties ed. W Bleck, Verlag Mainz, Aachen, 1998.

[11] J.B.K Lawrence, *The Effect of Phase Morphology and Volume Fraction of Retained Austenite on the Formability of Transformation Induced Plasticity Steels*, Queen's University Kingston. Ontario, Canada: Dissertation of Mechanical and Materials Engineering, 2010.

[12] A Grajcar and H Krztoń, *Effect of isothermal bainitic transformation temperature on retained austenite fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type steel*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol.35, No.2, 2009

[13] H, C Chen, H Era, and M Shimizu, *Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet*, Metallurgical Transactions A, Vol.20, No.3, 1989.

[14] B. Çetin, E. Billur, C. Yazganarıkın, and S. S. A. Ş, *New Generation Ultra-High Strength Steels For Cold Forming*, pp.451-454, 2016.

[15] Youichi MUKAI, *The Development of New High-strength Steel Sheets for Automobiles*, Kobelco Technology Review, Vol.26, pp.26-31, 2005.

[16] D. Krizan and B. C. D. E. Cooman, *Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti*

- Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti*, No. July, 2014.
- [17] M Azuma and N Fujita, *Model for the Prediction of Microstructures and Mechanical Properties of Cold-rolled High Strength Steels*, 2013.
- [18] H Bhadeshia, *Bainite in steels - 2nd Edition*. Cambridge University: Institute of Materials, 2001.
- [19] T Minote, S Torizuka, A Ogawa, and A Nikura, *Modeling of Transformation Behavior and Compositional Partitioning in TRIPSteel*, ISIJ International, Vol.36, No.2, 1996.
- [20] A Gorni, *Steel forming and heat treating handbook*, São Vicente SP, Brazil, 10 May 2013.
- [21] B Liscic, Hans M. Tensi, Lauralice C. F. Canale, and George E. Totten, *Quenching Theory and Technology*, 2nd ed.: ISBN: 978-1-4200-0916-3, 2010.

Ngày nhận bài:	08/5/2021
Ngày nhận bản sửa:	17/5/2021
Ngày duyệt đăng:	02/6/2021