

NGHIÊN CỨU TÍNH CHẤT PHÁ HỦY CỦA THÉP TRIP DƯỚI BIẾN DẠNG UỐN SỬ DỤNG PHƯƠNG PHÁP PHẦN TỬ HỮU HẠN

INVESTIGATION ON FRACTURE TOUGHNESS OF TRIP STEEL UNDER BENDING DEFORMATION BY FINITE ELEMENT SIMULATION

Phạm Thị Hằng

Học viện Nông nghiệp Việt Nam; pthang@vnua.edu.vn

Tóm tắt - Thép có chuyển biến pha (gọi tắt là thép TRIP: transformation-induced plasticity) đã được nhiều nghiên cứu công bố là loại thép có tính chất cơ học rất tốt như độ bền cao, dẻo dai tốt, dễ tạo hình do thép này có thể có chuyển biến pha từ austenite sang pha martensite trong quá trình biến dạng dẻo. Do cơ chế ảnh hưởng của quá trình chuyển biến pha khi biến dạng trong thép xảy ra rất phức tạp, việc mô phỏng máy tính bằng phương pháp phần tử hữu hạn quá trình biến dạng của thép TRIP là rất cần thiết. Trong nghiên cứu này, mô hình phần tử hữu hạn 3D được xây dựng cho mẫu có vết nứt dưới biến dạng uốn để nghiên cứu tính chất phá hủy của thép TRIP. Các kết quả mô phỏng được kiểm chứng thông qua so sánh với kết quả thực nghiệm đã được công bố trong nghiên cứu trước đây. Đồng thời, tính chất phá hủy của thép ở tốc độ biến dạng thấp và ảnh hưởng của quá trình chuyển biến pha đến tính chất phá hủy được nghiên cứu và thảo luận.

Từ khóa - Thép TRIP; phần tử hữu hạn; chuyển biến martensite; tính chất phá hủy

1. Đặt vấn đề

Thép TRIP là tên viết tắt bằng tiếng Anh của loại thép có chuyển biến pha sinh ra do biến dạng dẻo (transformation - induced plasticity). Nhờ có những tính chất cơ học ưu việt như độ bền cao, dẻo dai tốt, dễ tạo hình; trong những năm vừa qua, thép TRIP đã thu hút sự quan tâm của cộng đồng nghiên cứu khoa học trên thế giới [1]. Loại thép này có tổ chức hoàn toàn là austenite hoặc một phần austenite sau khi nhiệt luyện ở chế độ thích hợp. Thành phần của thép chứa nhiều niken và các nguyên tố hợp kim đắt tiền khác để ổn định austenite. Trong quá trình biến dạng dẻo, pha austenite có thể chuyển biến thành pha martensite do độ biến dạng sinh ra, gọi là cơ chế SIMT (strain-induced martensitic transformation) [2]. Nhiều nghiên cứu đã chứng minh quá trình chuyển biến pha martensite theo cơ chế SIMT đã làm tăng độ bền, độ dẻo và độ dai của thép TRIP [3, 4].

Một số nhà khoa học trên thế giới đã sử dụng mẫu có vết nứt ban đầu để nghiên cứu độ dai phá hủy của thép TRIP. Antolovich và cộng sự [5] cho rằng, năng lượng được tiêu hao ở đỉnh của vết nứt dạng tấm dày trong trường hợp có ảnh hưởng của SIMT nhiều hơn trong trường hợp không có ảnh hưởng của SIMT. Những bằng chứng thực nghiệm cũng chỉ ra rằng, chuyển biến pha martensite trong quá trình biến dạng dẻo là cơ chế tiêu hao năng lượng và quá trình này lớn hơn quá trình tiêu hao năng lượng để mở rộng vết nứt, dẫn đến cải thiện độ dai phá hủy của thép TRIP [6]. Hallerg và cộng sự [7] cho rằng, khu vực xảy ra chuyển biến pha trong thép không gỉ họ austenite, một loại thép TRIP điển hình, có dạng hình cánh bướm ở quanh khu vực đỉnh nứt. Nghiên cứu cũng chỉ ra sự tạo thành pha martensite ở gần đỉnh vết nứt có thể làm trì hoãn sự lớn lên

Abstract - Some past studies showed that transformation-induced plasticity (TRIP) steel has excellent mechanical properties, such as high strength, good ductility and excellent formability because of strain-induced martensitic transformation (SIMT). Since the mechanism of the effect of SIMT during deformation of TRIP steel is very complicated, a finite element simulation is indispensable. In this paper, three-dimensional finite element simulation is carried out for pre-cracked specimen under bending deformation in order to investigation on fracture toughness of TRIP steel. The obtained computational results are confirmed by a comparison with experimental results of the past study. Moreover, the fracture characteristics of TRIP steel at low rate of deformation and the effect of martensitic transformation during deformation on fracture toughness are also examined and discussed.

Key words - TRIP steel; finite element simulation; martensitic transformation; fracture toughness

của vết nứt khi ở nhiệt độ môi trường thấp. Trong khi đó, theo Iwamoto và Tsuta [8], do chuyển biến pha martensite quá nhiều với độ giòn cao, độ dai phá hủy của thép TRIP có thể bị giảm.

Mặc dù, thép TRIP đã nhận được sự chú ý của cộng đồng khoa học, cơ chế ảnh hưởng của SIMT đến các tính chất phá hủy của thép vẫn chưa được rõ ràng và không thể sáng tỏ chỉ bằng những kết quả thực nghiệm [9]. Để tối ưu hóa việc sử dụng thép TRIP trong kỹ thuật, mô phỏng máy tính về sự ảnh hưởng của chuyển biến martensite đến độ dai phá hủy là rất cần thiết. Trong nghiên cứu này, biến dạng của thép không gỉ họ austenite mác 304, một loại thép TRIP điển hình, dưới biến dạng uốn ba điểm cho mẫu có vết nứt sẽ được mô phỏng bằng phương pháp phần tử hữu hạn. Đồng thời, mô hình động học chuyển biến pha SIMT của Iwamoto và Tsuta [8] được áp dụng để nghiên cứu chuyển biến pha austenite-martensite trong quá trình biến dạng của thép. Mô hình phần tử hữu hạn được xây dựng và kiểm chứng bằng kết quả thực nghiệm trong nghiên cứu trước đây đã được công bố [10]. Đồng thời, ảnh hưởng của quá trình chuyển biến pha martensite đến tính chất phá hủy của thép TRIP cũng được xem xét thảo luận.

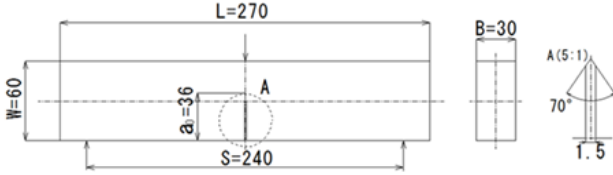
2. Vật liệu và phương pháp nghiên cứu

2.1. Thí nghiệm uốn ba điểm sử dụng mẫu có vết nứt

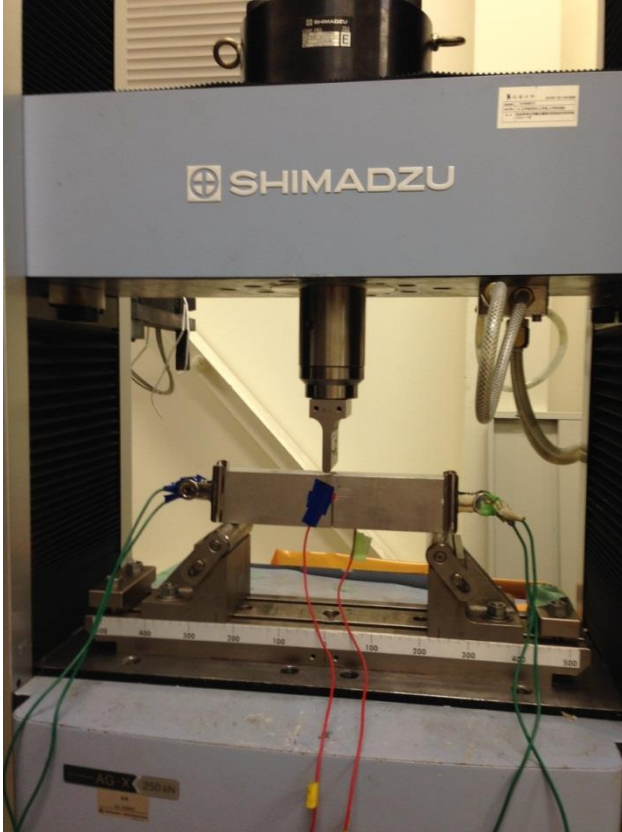
Kích thước của mẫu sử dụng trong nghiên cứu này được thể hiện trong Hình 1. Mẫu được chế tạo theo tiêu chuẩn ASTM [11], trong đó chiều dài vết nứt ban đầu là a_0 được tạo thành bằng thiết bị tạo vết nứt trước đó.

Hình 2 thể hiện bố trí thí nghiệm uốn ba điểm thực tế có sử dụng mẫu có vết nứt. Mẫu được đặt trên đồ gá với hai đầu đỡ. Tải trọng tác dụng ở chính giữa mẫu. Thí nghiệm được

tiến hành cho đến khi mẫu xuất hiện vết nứt tiếp theo thì dừng. Các kết quả thí nghiệm đã được trình bày và thảo luận trong nghiên cứu trước đây của tác giả [10]. Trong bài báo này, vật liệu và kích thước của mẫu được mô phỏng chọn giống như trong thí nghiệm trước đó. Thành phần của thép không gỉ họ austenite 304, một loại thép TRIP điển hình sử dụng trong nghiên cứu này được thể hiện trong Bảng 1.



Hình 1. Mẫu có vết nứt sử dụng trong thí nghiệm



Hình 2. Thí nghiệm biến dạng uốn ba điểm sử dụng mẫu có vết nứt

Bảng 1. Thành phần thép không gỉ họ austenite mác 304 (% khối lượng)

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Si	Nb	Fe
0,06	1,54	18	8	0,3	0,37	0,48	0,027	Còn lại

2.2. Mô hình phần tử hữu hạn

Mô hình phần tử hữu hạn được xây dựng với điều kiện biên gần với điều kiện thí nghiệm nhất. Mô hình phần tử hữu hạn 3D cho biến dạng uốn ba điểm sử dụng mẫu có vết nứt được thể hiện trong Hình 3. Do biến dạng đối xứng, chỉ có một phần tư mẫu được mô phỏng để giảm số lượng phần tử hữu hạn, do đó giảm thời gian mô phỏng. Phần tử hữu hạn dạng lập phương với 20 nút sử dụng trong mô phỏng được thể hiện trong Hình 4. Kích thước của phần tử hữu hạn theo phương trục x và trục z càng gần đỉnh vết nứt càng nhỏ dần theo hàm mũ. Kích thước nhỏ nhất của phần tử hữu hạn ở gần đỉnh nứt nhất là 0,15mm. Các nút tại miền

biên đối xứng theo phương ngang bị giới hạn bậc tự do theo phương x, các nút tại miền biên đối xứng theo phương vuông góc bị giới hạn bậc tự do theo phương z, các nút tại miền tiếp xúc với đồ gá bị giới hạn bậc tự do theo phương y. Do đó, tốc độ dịch chuyển của nút ở biên đối xứng và các điểm tiếp xúc với đồ gá theo phương tương ứng được cài đặt là 0. Mô phỏng được thực hiện ở nhiệt độ 298K để phù hợp với điều kiện thí nghiệm ở nhiệt độ phòng.

Như đã trình bày ở trên, trong quá trình biến dạng của thép TRIP, pha austenite được chuyển biến một phần thành pha martensite. Trong nghiên cứu này, mô hình động học của chuyển biến pha được đề xuất bởi Iwamoto và Tsuta [8] được áp dụng. Mô hình được trình bày trong công thức (1).

$$\dot{f}^{\alpha'} = (1 - f^{\alpha'}) (A \dot{\varepsilon}_{(y)}^{pslip} + B \dot{g}), \quad (1)$$

$$A = \alpha \beta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}),$$

$$B = \eta n_v(g) (f^{sb})^n H(\dot{g}),$$

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma) \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{(y)}^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y} \right]^M,$$

$$\beta = \frac{\eta}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \int_{-\infty}^g \exp \left\{ -\frac{(g' - g_0)^2}{2\sigma_g^2} \right\} dg',$$

$$\eta = \frac{K \bar{v}^{\alpha'}}{\bar{v}^{sb}}, \quad g = -T + g_1 \Sigma, \quad \Sigma = \frac{\sigma_{ii}}{3\bar{\sigma}},$$

Trong đó, $\dot{f}^{\alpha'}$ tốc độ thay đổi phần thể tích martensite theo thời gian, $\dot{\varepsilon}_{(y)}^{pslip}$ là tốc độ biến dạng dẻo bởi biến dạng trượt của austenite; f^{sb} phần thể tích của mặt trượt; g là lực dẫn động của chuyển biến martensite; p là khả năng một phần giao cắt của mặt trượt sẽ diễn ra quá trình chuyển biến pha; $H(\dot{g})$ hàm bước Heaviside ứng với $\dot{g}$ để mô tả quá trình chuyển biến ngược; n và η là những thông số hình học; α là thông số phụ thuộc vào nhiệt độ tuyệt đối, trạng thái ứng suất và tốc độ biến dạng, Σ là thông số trạng thái ứng suất, M hệ số mũ của tốc độ biến dạng, $\dot{\varepsilon}_y$ tốc độ biến dạng tham khảo, $\alpha_1 - \alpha_4$ là các thông số vật liệu và σ_{ij} là ứng suất Cosi.

Công thức cấu thành cho biến dạng của thép TRIP có xét đến ảnh hưởng của nhiệt - đàn dẻo - nhớt dẻo và ảnh hưởng của tốc độ chuyển biến pha được xây dựng như công thức (2) [8].

$$\dot{S}_{ij} = (D_{ijkl}^v - F'_{ijkl}) d_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\theta}_1 - (Q_{ij} - \sigma_{ij}) \Delta v \dot{f}^{\alpha'}, \quad (2)$$

$$D_{ijkl}^v = D_{ijkl}^e - \theta_2 P_{ij} P_{kl}, \quad B_{ij}^e = \frac{E}{1 - 2\nu} \alpha_T \delta_{ij},$$

$$P_{ij} = \frac{3E}{2\bar{\sigma}(1 + \nu)} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}, \quad Q_{ij} = -P_{ij} \Sigma + \frac{1}{3} \delta_{ij} \frac{E}{1 - 2\nu},$$

Trong đó, $\dot{S}_{ij}$ là tốc độ của ứng suất Kirchhoff stress, D_{ijkl}^e là tensor độ cứng đàn hồi, α_T là hệ số giãn nở nhiệt, E là modun đàn hồi, ν là hệ số Poisson và θ_1 là hệ số modun tiếp tuyến.

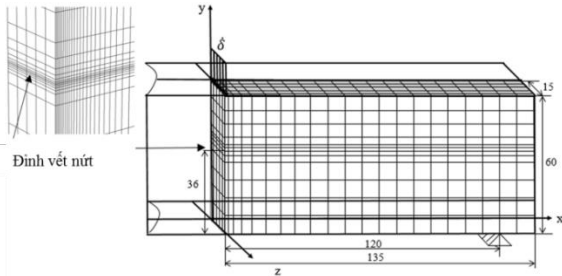
Ngoài ra, mối quan hệ giữa ứng suất - biến dạng của 2 pha austenite và martensite được thể hiện trong công thức sau:

$$\bar{\sigma}_{(I)} = \bar{\sigma}_{0(I)} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{(I)}^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y} \right]^m, \quad (3)$$

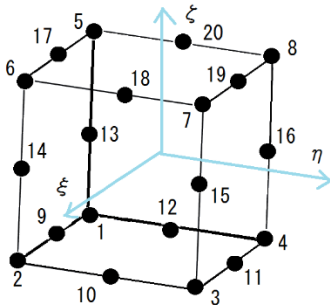
$$\bar{\sigma}_{0(I)} = \sigma_{y(I)} + C_{1(I)} \{1 - \exp(-C_{2(I)} \varepsilon_{(I)}^{pslip})\}^{C_{3(I)}},$$

$$\sigma_{y(I)} = C_{4(I)} \exp(-C_{5(I)} T).$$

Trong đó, I biểu tượng cho pha austenite hoặc martensite. $\varepsilon_{(I)}^{pslip}$ là tốc độ biến dạng dẻo tương đương sinh ra bởi sự trượt trong pha austenite và martensite; ε_y là tốc độ biến dạng được lựa chọn; $C_{1(I)} \sim C_{5(I)}$ là các hằng số vật liệu; m là lũy thừa của độ nhạy của tốc độ biến dạng. Sự phụ thuộc của ứng suất tới hạn σ_y vào nhiệt độ cũng được thể hiện trong công thức này. Mô phỏng được thực hiện trên phần mềm Fortran với các hằng số vật liệu được nhập vào chương trình như trong nghiên cứu của Pham và Iwamoto [4].



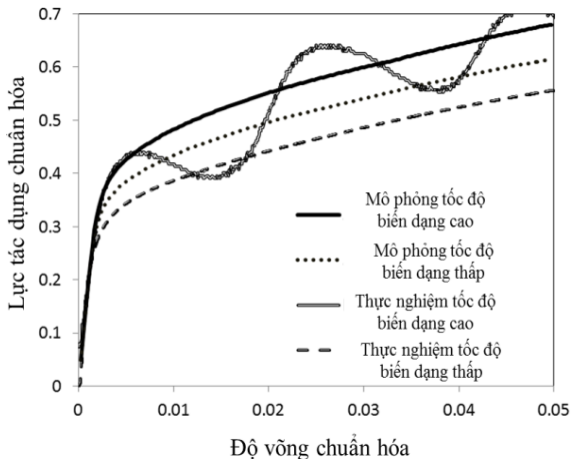
Hình 3. Mô hình phần tử hữu hạn cho biến dạng uốn sử dụng mẫu có vết nứt



Hình 4. Phần tử hữu hạn dạng lập phương với 20 nút

3. Kết quả nghiên cứu và thảo luận

3.1. Kiểm chứng kết quả mô phỏng



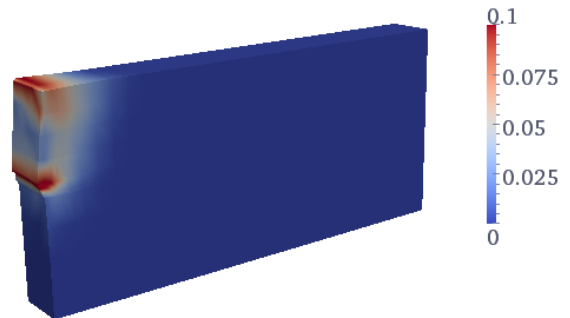
Hình 5. Mối quan hệ giữa lực tác dụng chuẩn hóa và độ võng chuẩn hóa thu được từ mô phỏng và thực nghiệm

Từ kết quả mô phỏng bằng phương pháp phần tử hữu hạn, giá trị lực tác dụng và độ võng được chuẩn hóa theo phương pháp chuẩn hóa được trình bày trong nghiên cứu

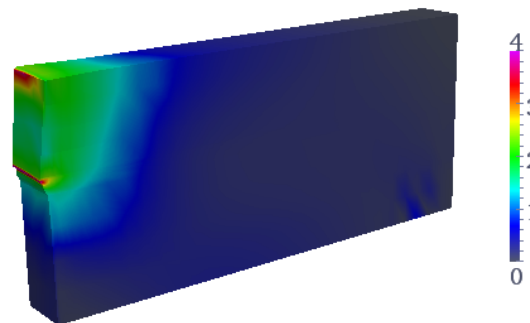
trước đây của tác giả [10]. Mối quan hệ giữa lực tác dụng chuẩn hóa và độ võng chuẩn hóa thu được từ mô phỏng và thực nghiệm trong hai trường hợp tốc độ biến dạng khác nhau được thể hiện trong Hình 5. Kết quả thực nghiệm đã được kiểm chứng và công bố trong nghiên cứu của Pham và Iwamoto [10]. So với kết quả thực nghiệm, kết quả mô phỏng ở hai tốc độ biến dạng khác nhau đều có cùng xu hướng và khá phù hợp với thực nghiệm. Do đó, các kết quả thu được từ mô phỏng được kiểm chứng và có độ tin cậy cao.

3.2. Kết quả mô phỏng tính chất phá hủy của thép TRIP

Hình 6 mô tả hình dạng mẫu sau khi biến dạng với sự phân bố của độ biến dạng tương đương ở tốc độ biến dạng thấp trong điều kiện tải trọng tĩnh. Từ kết quả thu được cho thấy, độ biến dạng lớn tập trung ở xung quanh khu vực lực tác dụng và đỉnh vết nứt. Sự biến dạng của mẫu là cục bộ, tập trung lớn đặc biệt xung quanh đỉnh vết nứt. Ở các vùng xa lực tác dụng và đỉnh vết nứt, mẫu gần như không bị biến dạng. Hơn nữa, Hình 7 biểu thị sự phân bố của ứng suất trong mẫu sau khi biến dạng. Có thể thấy rõ vùng ứng suất tập trung lớn nhất là xung quanh đỉnh vết nứt. Do đó, có thể dự đoán mẫu sẽ bị nứt tiếp do biến dạng uốn sẽ xảy ra tại vùng đỉnh vết nứt cũ. Đáng chú ý trong Hình 6, sự phân bố độ biến dạng xung quanh khu vực đỉnh vết nứt có dạng cánh bướm và làm cho đỉnh vết nứt tạo thành một miền căng trước khi vết nứt được phát triển mở rộng như trong Hình 7. Điều này hoàn toàn phù hợp với nghiên cứu thực nghiệm đã công bố [10] và nghiên cứu của Hallberg và cs. [7]. Do đó, kết quả này rất đáng tin cậy.



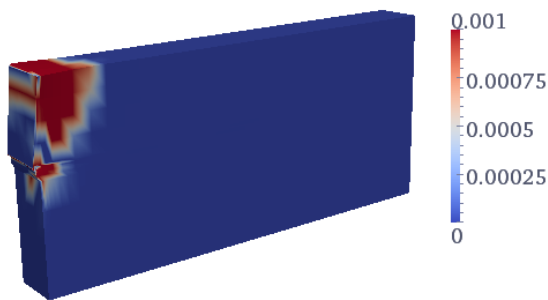
Hình 6. Hình dạng mẫu sau khi biến dạng với sự phân bố của độ biến dạng tương đương



Hình 7. Sự phân bố của ứng suất trong mẫu sau khi biến dạng

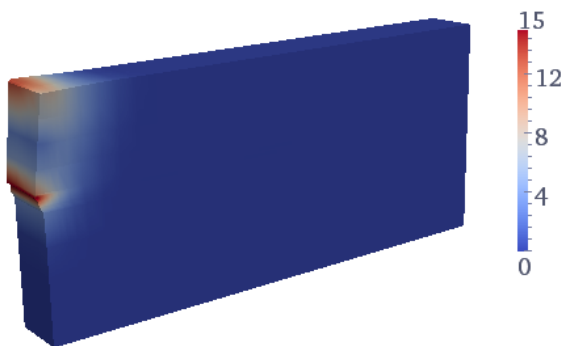
Trong nghiên cứu này, mô hình động học chuyển biến pha của Iwamoto và Tsuta [8] như công thức (1) được áp dụng để kiểm soát phần thể tích martensite được tạo thành trong quá trình biến dạng của thép TRIP. Mô hình này đã được ứng dụng và kiểm chứng trong rất nhiều nghiên cứu

trước đây đã được công bố [4, 8, 9]. Sự tạo thành martensite được mô hình hóa bằng một chương trình con trong lập trình Fortran. Các kết quả thu được về sự phân bố của phần thể tích pha martensite được chuyển biến trong quá trình biến dạng của mẫu thể hiện trong Hình 8. Tại những vùng có độ biến dạng lớn hơn, pha martensite được tạo thành nhiều hơn, đặc biệt vùng lực tác dụng và xung quanh đỉnh vết nứt. Điều này hoàn toàn phù hợp với lý thuyết tạo thành pha martensite do biến dạng dẻo gây ra. Sự hình thành pha martensite cứng ở khu vực tập trung biến dạng làm tiêu hao năng lượng hấp thụ của thép TRIP. Hơn nữa, do tạo thành pha martensite bền hơn, độ dai phá hủy của thép chắc chắn được cải thiện.



Hình 8. Sự phân bố của phần thể tích tích martensite được chuyển biến

Do chuyển biến martensite phụ thuộc rất lớn vào nhiệt độ nên sự gia nhiệt trong quá trình biến dạng được xem xét và thể hiện kết quả ở Hình 9. Sự phân bố nhiệt độ trên mẫu có vết nứt sau khi biến dạng là không đồng đều, tập trung lớn ở đỉnh vết nứt. Tuy nhiên, với tốc độ biến dạng nghiên cứu là rất thấp, nhiệt độ gia tăng trong quá trình biến dạng tương đối nhỏ, chỉ khoảng 15° . Theo như lý thuyết cơ chế của SIMT trong thép TRIP, SIMT chỉ xảy ra trong một khoảng nhiệt độ cho phép, dưới khoảng 340°K . Với sự gia tăng nhiệt rất nhỏ của mẫu tại tốc độ biến dạng đem xét, nhiệt độ sau khi tăng trong quá trình biến dạng không làm khử SIMT do vẫn nằm trong khoảng nhiệt độ cho phép. Do đó, có thể nói sự gia tăng nhiệt này ảnh hưởng không đáng kể đến chuyển biến austenite thành martensite. Kết quả là vẫn có một lượng lớn martensite được tạo thành tại khu vực xung quanh đỉnh nứt như trong Hình 8.



Hình 9. Sự phân bố của nhiệt độ gia tăng trong quá trình biến dạng ($^{\circ}\text{K}$)

4. Kết luận

Trong nghiên cứu này, tính chất phá hủy của thép TRIP đã được nghiên cứu thông qua mô phỏng bằng phương pháp phần tử hữu hạn có xem xét đến chuyển biến martensite trong quá trình biến dạng của mẫu có vết nứt dưới biến dạng uốn. Kết quả mô phỏng đã được kiểm chứng hoàn toàn phù hợp với thực nghiệm và đạt độ tin cậy cao. Từ các kết quả thu được cho thấy, mẫu bị biến dạng cục bộ tập trung ở khu vực tải trọng tác dụng và đỉnh vết nứt. Tại các khu vực này, nhiệt độ gia tăng cao hơn những vùng khác nhưng sự tăng của nhiệt độ là không đáng kể. Do đó, phần thể tích martensite được hình thành là tương đối cao, làm cải thiện tính chất phá hủy của thép TRIP. Hơn nữa, từ kết quả mô phỏng cho thấy vết nứt tiếp theo có thể được hình thành xung quanh đỉnh vết nứt ban đầu. Điều này hoàn toàn phù hợp với nghiên cứu thực nghiệm trước đó.

Lời cảm ơn: Nghiên cứu này được tài trợ bởi Quỹ Phát triển Khoa học và Công nghệ Quốc gia (NAFOSTED) trong đề tài mã số 107.02-2017.17.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] Fischer F.D., Reisner G., Werner E., Tanaka K., Cailletaud G., and Antretter, T., "A new view on transformation induced plasticity (TRIP)", *International Journal of Plasticity*, vol. 16, 2000, pp. 723-748.
- [2] Tomita Y. and Iwamoto T., "Constitutive modeling of TRIP steel and its application to the improvement of mechanical properties", *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 37, 1995, pp. 1295-1305.
- [3] Curtze S., Kuokkala V.T., Hokka M., and Peura P., "Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rate", *Materials Science and Engineering A*, vol. 507, 2009, pp. 124-131.
- [4] Pham H.T., and Iwamoto T., "A computational investigation on bending deformation behavior at various deflection rates for enhancement of absorbable energy in TRIP steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47-8, 2016, pp. 3897-3911.
- [5] Antolovich S.D., Singh, B., "On the toughness increment associated with the austenite to martensite phase transformation in TRIP steels", *Metallurgical Transactions*, vol. 2, 1971, pp. 2135-2141.
- [6] Smaga M., Walther F., and Eifler D., "Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels", *Materials Science and Engineering A*, vol. 483-484, 2008, pp. 394-397.
- [7] Hallberg H., Banks-Sills L. And Ristinmaa M., "Crack tip transformation zones in austenitic stainless steel", *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 79, 2012, pp. 266-280.
- [8] Iwamoto T. and Tsuta T., "Computational simulation on deformation behavior of CT specimens of TRIP steels under mode I loading for evaluation of fracture toughness", *International Journal of Plasticity*, vol. 18, 2002, pp. 1583-1606.
- [9] Pham H.T. and Iwamoto T., "An evaluation of fracture properties of type-304 austenitic stainless steel at high deformation rate using the small punch test", *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 144, 2018, pp. 249-261.
- [10] Pham H.T. and Iwamoto T., "An experimental investigation on rate sensitivity of fracture-mechanical characteristics in 304 austenitic stainless steel under bending deformation", *ISIJ International*, vol. 55, No. 12, 2015, pp. 2661-2666.
- [11] <http://www.astm.org/Standards/E1820.htm>