

MÔ PHỎNG PHẦN TỬ HỮU HẠN TÍNH CHẤT PHÁ HỦY CỦA HỢP KIM NHÔM KHI THÍ NGHIỆM DẬP MẪU NHỎ

FINITE ELEMENT SIMULATION ON FRACTURE PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY BY SMALL PUNCH TEST

LƯU BÁ NGŨ, PHẠM THỊ HẰNG*

Khoa Cơ khí, Trường Đại học Thủy lợi

*Email liên hệ: pthang@tlu.edu.vn

DOI: <https://doi.org/10.65154/jmst.1016>

Tóm tắt

Mục tiêu của nghiên cứu này là mô hình hóa thí nghiệm dập mẫu nhỏ sử dụng mẫu có vết khía chữ U và mô phỏng tính chất phá hủy của hợp kim nhôm AA7075-T651. Mô hình biến dạng dẻo và mô hình phá hủy Johnson-Cook được áp dụng. Kết quả mô phỏng cho thấy khi chày tác dụng lực xuống làm mẫu thí nghiệm bị biến dạng và vết khía được mở rộng. Đường cong quan hệ lực tác dụng - chuyển vị của chày thu được rất giống với dạng đường cong điển hình của thí nghiệm dập mẫu nhỏ cho thấy độ tin cậy của mô hình mô phỏng được thiết lập. Ứng suất phân bố tập trung ở vùng biến dạng của mẫu thử phía mặt ngoài, vùng rãnh khía và vùng tiếp xúc với mép chày. Ở điểm chuyển vị lớn hơn, thành phần ứng suất σ_{11} là lớn nhất làm kéo căng vật liệu rãnh khía theo phương X. Độ biến dạng dẻo tập trung lớn nhất dọc theo rãnh khía. Từ kết quả ứng suất và biến dạng dẻo thu được giải thích cho cơ chế hình thành vết nứt đầu tiên xuất hiện trên rãnh khía ở phía mặt ngoài mẫu thử. Sau đó, vết nứt tiếp tục phát triển dọc theo rãnh khía làm mẫu thí nghiệm bị phá hủy hoàn toàn. Cơ chế phá hủy này rất khác biệt so với trường hợp dùng mẫu thí nghiệm không có rãnh khía.

Từ khóa: Hợp kim nhôm, Mô phỏng, Thí nghiệm dập mẫu nhỏ, Tính chất phá hủy.

Abstract

The objective of this study is to investigate fracture behaviors of AA7075-T651 aluminum alloy during small punch test using a U-notched specimen with an application of Johnson-Cook plasticity model and Johnson-Cook damage model. The simulation results demonstrate that as the punch applies downward force, the specimen undergoes deformation with progressive opening of the notch. The obtained force-displacement

curve closely resembles the typical curve of small punch test, thereby confirming the reliability of the established simulation model. The stress distribution concentrates on the outer surface of the specimen in the notched region, and the contact area with the punch edge. At larger displacement level, σ_{11} stress component is predominant, inducing tensile stretching of the notched material along the X-direction. The maximum plastic strain concentrates along the notch. From the distribution of stress and plastic strain, the mechanism of initial crack formation can be explained. The initial crack appears in the notched region on the outer surface of the specimen. Subsequently, the crack propagates along the notch, leading to complete specimen failure. This fracture mechanism markedly differs from that observed for un-notched specimen in small punch test.

Keywords: Aluminum alloy, Finite element simulation, Small punch test, Fracture properties.

1. Mở đầu

Thí nghiệm dập mẫu nhỏ là một trong những phương pháp thí nghiệm cơ tính vật liệu sử dụng phổ biến trên thế giới được phát triển từ giữa những năm 1980 [1]. Trong mô hình thí nghiệm dập mẫu nhỏ, mẫu thí nghiệm có dạng đĩa với kích thước rất nhỏ, đường kính chỉ khoảng 10mm với chiều dày từ 3-7mm được kẹp chặt trong một bộ khuôn và chịu lực tác dụng thông qua chi tiết chày [2-3]. Kết quả sau khi thí nghiệm, mẫu bị biến dạng dẻo lõm xuống như hình chiếc mũ và bị phá hủy. Do đó, phương pháp này không những được áp dụng để đánh giá cơ tính mà còn nghiên cứu tính chất phá hủy của vật liệu dẻo với chi phí thí nghiệm thấp do sử dụng mẫu thí nghiệm kích thước rất nhỏ [4-5].

Để đánh giá tính chất phá hủy của vật liệu, thông thường thí nghiệm kéo hoặc uốn được thực hiện cho

các mẫu có vết nứt hoặc vết khía. Trong các điều kiện mà việc lấy mẫu kích thước lớn là không khả thi, ví dụ như trong các kết cấu đã được sử dụng như lò phản ứng hạt nhân, đường ống, hoặc turbine,... hoặc khi vật liệu có sẵn bị hạn chế, phương pháp thí nghiệm dập mẫu nhỏ được áp dụng [6]. Phương pháp này đặc biệt hữu ích vì yêu cầu ít vật liệu, giảm thiểu thiệt hại cho kết cấu, và có thể được thực hiện trong điều kiện phòng thí nghiệm hoặc tại hiện trường.

Trong thời gian qua, phương pháp thí nghiệm dập mẫu nhỏ nhận được sự quan tâm của cộng đồng khoa học trên thế giới để đánh giá tính chất phá hủy của vật liệu với việc sử dụng mẫu có vết khía. Ju và cộng sự [7] đã nghiên cứu thực nghiệm thí nghiệm dập mẫu nhỏ sử dụng vết khía sắc nhọn để đánh giá độ dai phá hủy của thép kết cấu SA 508. Phương pháp năng lượng phá hủy để xác định tích phân J đánh giá độ dai phá hủy bằng mẫu có vết khía hình tròn được đề xuất trong nghiên cứu của Hurst [8]. Guan và cộng sự [9] sử dụng mẫu không có vết khía và mẫu có vết khía khi thí nghiệm dập mẫu nhỏ để nghiên cứu nhiệt độ chuyển tiếp dẻo-gòn của vật liệu dị hướng. Mối quan hệ giữa độ dai phá hủy của một số thép kết cấu và sự mở rộng vết khía của mẫu thí nghiệm khi dập mẫu nhỏ được xem xét bởi Alvarez và cộng sự [10].

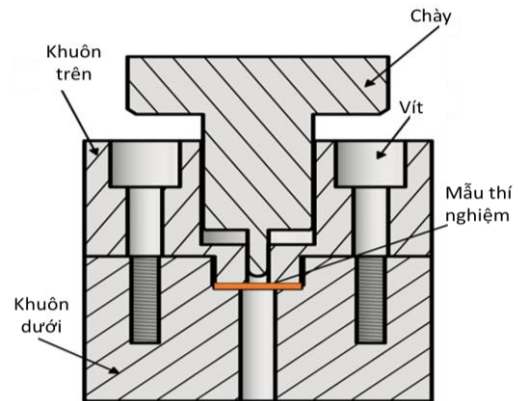
Mặc dù có nhiều nghiên cứu phương pháp dập mẫu nhỏ sử dụng mẫu có vết khía được thực hiện, các nghiên cứu chủ yếu được thực hiện trong thực nghiệm. Trong khi đó, cơ chế phá hủy và lan truyền vết nứt trong mẫu thí nghiệm kích thước nhỏ là rất phức tạp và khó quan sát trong thực nghiệm. Hơn nữa, việc chế tạo mẫu thí nghiệm có vết khía đòi hỏi độ chính xác cao và ảnh hưởng lớn đến kết quả thí nghiệm. Do đó, để làm sáng tỏ cơ chế phá hủy của vật liệu, rất cần thiết tiến hành mô phỏng thí nghiệm dập mẫu nhỏ khi sử dụng mẫu có vết khía. Mục tiêu của nghiên cứu này là mô hình hóa thí nghiệm dập mẫu nhỏ sử dụng mẫu có vết khía chữ U và mô phỏng tính chất phá hủy của hợp kim nhôm AA7075-T651. Mô hình biến dạng dẻo và mô hình phá hủy Johnson-Cook được áp dụng. Sự hình thành vết nứt đầu tiên và mở rộng vết nứt với ảnh hưởng của ứng suất và độ biến dạng dẻo được xem xét thông qua các kết quả mô phỏng thu được.

2. Phương pháp nghiên cứu

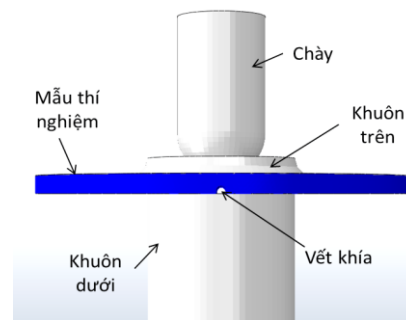
2.1. Mô hình mô phỏng và điều kiện biên

Mô hình thí nghiệm dập mẫu nhỏ được thể hiện trên Hình 1. Mô hình thí nghiệm dập mẫu nhỏ bao gồm mẫu thí nghiệm, khuôn trên, khuôn dưới, chày và vít kẹp. Mẫu thí nghiệm sử dụng trong nghiên cứu này có dạng đĩa với kích thước đường kính 10mm và chiều

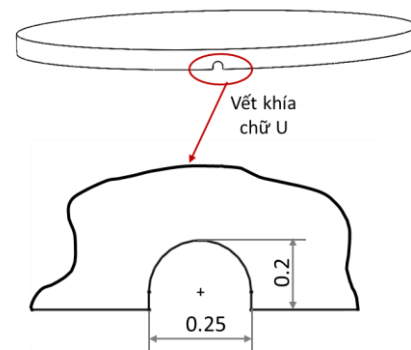
dày 0,5mm. Mẫu thí nghiệm được kẹp chặt giữa khuôn trên và khuôn dưới bằng các vít kẹp. Đầu chày tác dụng lực có kích thước bán kính cong là 1,2mm. Đường kính lỗ trong của khuôn dưới là 4mm và của khuôn trên là 10mm. Dưới tác dụng của lực theo phương thẳng đứng thông qua chày, mẫu thí nghiệm bị biến dạng và phá hủy.



Hình 1. Mô hình thí nghiệm dập mẫu nhỏ



a) Mô hình hóa thí nghiệm dập mẫu nhỏ



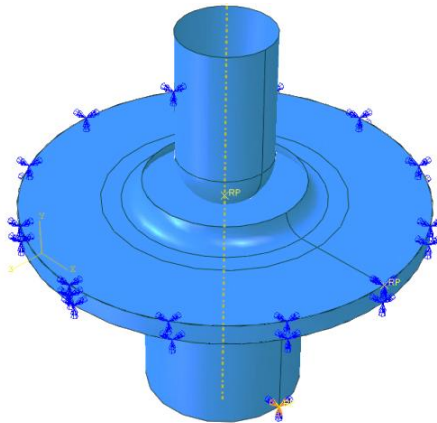
b) Mẫu thí nghiệm có vết khía chữ U

Hình 2. Mô hình hóa thí nghiệm dập mẫu nhỏ sử dụng trong mô phỏng

Từ mô hình thí nghiệm trong Hình 1, mô hình mô phỏng được thiết lập cho mẫu có vết khía được thể hiện trên Hình 2. Mẫu thí nghiệm có vết khía chữ U được sử dụng trong nghiên cứu này thể hiện trên Hình

2b với hình dạng và kích thước tham khảo trong nghiên cứu của Guan và cộng sự [9]. Trong mô hình này, chày, khuôn trên, khuôn dưới được thiết lập dạng tám và không thể biến dạng. Mẫu thí nghiệm thiết lập dạng khối có thể biến dạng.

Trong nghiên cứu trước đây [11], tác giả sử dụng mô hình đối xứng 1/4 chi tiết thực tế để giảm số lượng phần tử hữu hạn trong mô hình khi mô phỏng thí nghiệm dập mẫu nhỏ cho hợp kim nhôm A1050-H14. Tuy nhiên, với trường hợp mẫu có vết khía, để quan sát được sự hình thành vết nứt đầu tiên, mô hình đối xứng 1/4 không còn phù hợp. Do đó, nghiên cứu này sử dụng mô hình 3D toàn phần như thể hiện trên Hình 3. Trong mô hình này, khuôn trên và khuôn dưới được hạn chế 6 bậc tự do. Chày được hạn chế 5 bậc tự do và chỉ để lại bậc tự do tịnh tiến theo phương thẳng đứng với tốc độ 20mm/s. Mẫu thí nghiệm được hạn chế 3 bậc tự do xoay quanh 3 trục X, Y, Z và có thể chuyển động tịnh tiến theo phương 3 trục tọa độ. Các chi tiết chày, khuôn trên, khuôn dưới được chia lưới dùng dạng phần tử tứ giác 4 nút. Trong khi đó, phần tử tứ diện bậc 2 được sử dụng chia lưới cho mẫu thí nghiệm với kích thước lưới nhỏ mịn hơn các chi tiết còn lại của mô hình. Tương tác bề mặt giữa các chi tiết chày - mẫu thí nghiệm, khuôn trên - mẫu thí nghiệm, khuôn dưới - mẫu thí nghiệm được thiết lập với hệ số ma sát 0,1 tham khảo từ nghiên cứu của Alvarez và cộng sự [10].



Hình 3. Mô hình 3D mô phỏng thí nghiệm dập mẫu nhỏ

2.2. Mô hình vật liệu

Hợp kim nhôm AA7075-T651 có thành phần hóa học thể hiện trên Bảng 1. So với hợp kim nhôm gần như nguyên chất 1050-H14 thì loại hợp kim nhôm này có thành phần hợp kim hóa lớn hơn hẳn; do đó vật liệu này có tính chất cơ học tốt hơn với độ bền cao gần bằng thép.

Bảng 1. Bảng thành phần hóa học (%) của hợp kim nhôm AA7075-T651 [12]

Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Si
97.77	0.064	0.19	0.25	0.8	0.12	0.11	0.7

Trong mô hình mô phỏng, chỉ có mẫu thí nghiệm với vật liệu là hợp kim nhôm AA7075-T651 có thể biến dạng nên cần thiết lập các thông số cho mô hình vật liệu này. Mô đun đàn hồi của hợp kim nhôm là 70GPa, hệ số Poisson là 0,3.

Áp dụng mô hình biến dạng dẻo Johnson-Cook [13] cho hợp kim nhôm với quan hệ ứng suất-biến dạng như sau:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T - T_m}\right)^m\right] \quad (1)$$

Trong đó, σ là ứng suất, ε là tốc độ biến dạng dẻo, $\dot{\varepsilon}_0$ là tốc độ biến dạng tham khảo, T là nhiệt độ tuyệt đối, T_r là nhiệt độ phòng, T_m là nhiệt độ nóng chảy của vật liệu; A là giới hạn chảy của vật liệu; B là mô đun hóa cứng; C là hệ số phụ thuộc tốc độ biến dạng; n là hệ số hóa cứng; m là hệ số mềm nhiệt.

Ngoài ra, mô hình phá hủy Johnson-Cook [14] được áp dụng để nghiên cứu sự hình thành vết nứt đầu tiên với phương trình sau:

$$D = \sum \frac{\Delta \bar{\varepsilon}}{\bar{\varepsilon}_f} \quad (2)$$

$$\bar{\varepsilon}_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \mathcal{E})] \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{D_4} \left(1 + D_5 \frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)$$

Trong đó, $\Delta \bar{\varepsilon}$ là sự gia tăng độ biến dạng dẻo theo thời gian trong mô phỏng; $\bar{\varepsilon}_f$ là độ biến dạng tương đương tại điểm phá hủy, $D_1 \sim D_5$ là các tham số vật liệu. D_1 là hệ số phá hủy ban đầu, D_2 là hệ số mũ, D_3 là tham số ảnh hưởng của trạng thái ứng suất, D_4 là tham số ảnh hưởng của tốc độ biến dạng, và D_5 là tham số ảnh hưởng của nhiệt độ.

Bảng 2. Bảng thông số mô hình biến dạng dẻo cho hợp kim nhôm AA7075-T651 [15]

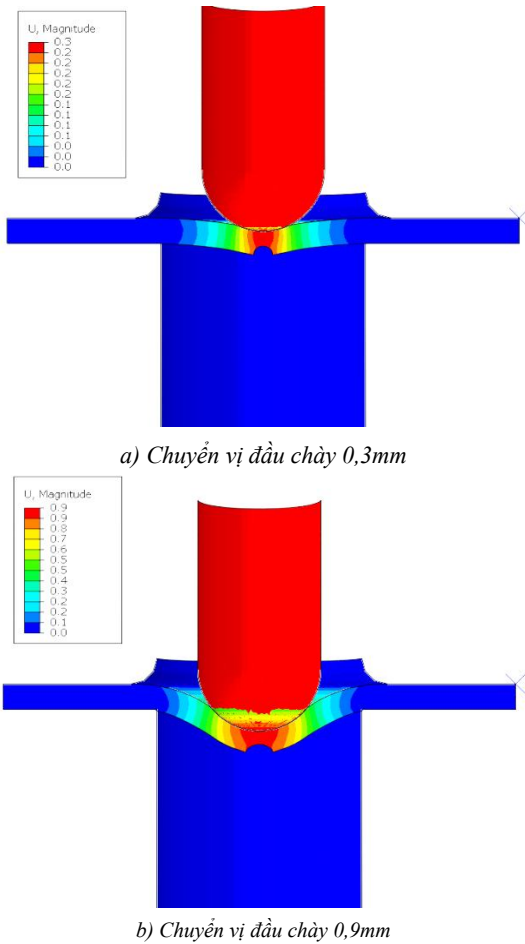
A (MPa)	B (MPa)	C	n	$\dot{\varepsilon}_0$	T_m	T_r	m
520	477	0.001	0.52	5×10^{-4}	893	293	1

Bảng 3. Thông số mô hình phá hủy cho hợp kim nhôm AA7075-T651 [15]

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
0.096	0.049	-3.465	0.016	1.099

3. Kết quả và thảo luận

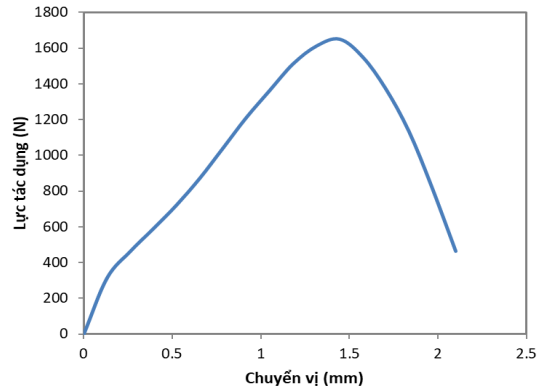
Hình 4 thể hiện biến dạng của mẫu thí nghiệm tại các vị trí dịch chuyển của đầu chày. Khi chày tác dụng lực, mẫu bị biến dạng hình chiếc mũ giống với biến dạng điển hình của mẫu thử sau khi thí nghiệm dập mẫu nhỏ. Ngoài ra, vết khía được mở rộng dần so với vết khía ban đầu.



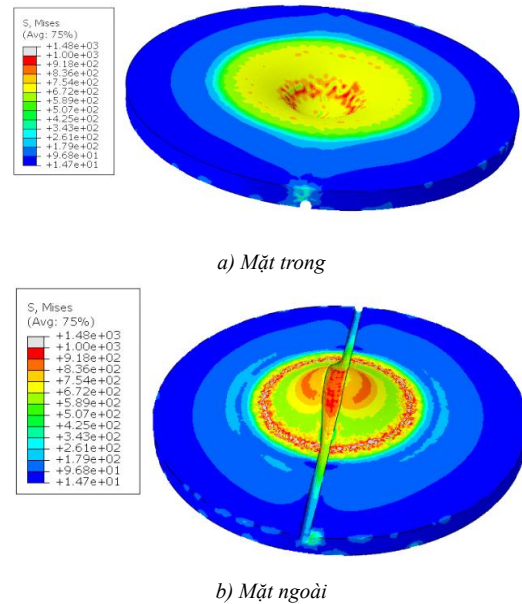
Hình 4. Biến dạng của mẫu thí nghiệm ở các vị trí dịch chuyển đầu chày

Hình 5 thể hiện quan hệ lực tác dụng - chuyển vị của chày thu được từ mô phỏng. Có thể thấy rõ, đường cong quan hệ lực tác dụng - chuyển vị rất giống đường cong điển hình thu được từ thí nghiệm dập mẫu nhỏ cho vật liệu dẻo, bao gồm các giai đoạn biến dạng đàn hồi, chuyển tiếp đàn hồi - dẻo, biến dạng dẻo rồi đạt lực cực đại sau đó phá hủy. Giá trị lực cực đại và chuyển vị tại điểm lực cực đại lần lượt là 1650N và 1,45mm. Từ kết quả thu được từ mô phỏng trong Hình 4 và 5 có thể thấy mô hình mô phỏng thí nghiệm dập mẫu nhỏ với điều kiện biên được thiết lập là đáng tin cậy.

Hình 6 thể hiện kết quả mô phỏng phân bố ứng suất ở mặt trong không có vết khía và mặt ngoài có vết khía của mẫu thử ở vị trí dịch chuyển đầu chày



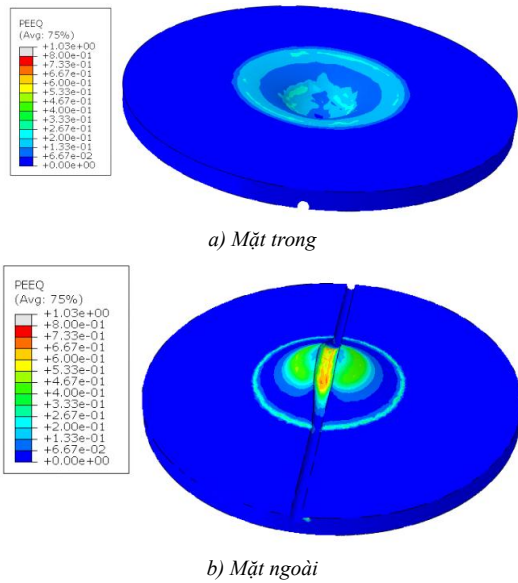
Hình 5. Quan hệ lực - chuyển vị thu được từ mô phỏng thí nghiệm dập mẫu nhỏ



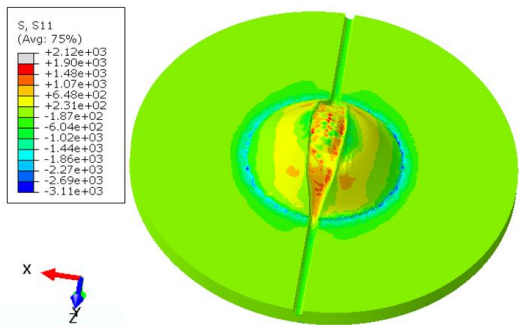
Hình 6. Phân bố ứng suất tại vị trí dịch chuyển đầu chày 0,9mm

0,9mm. Sự phân bố ứng suất ở hai phía của mẫu thử rất khác biệt. Ở mặt phía trong, ứng suất lớn ở vùng vật liệu bị biến dạng và tập trung lớn nhất ở vùng nhỏ tiếp xúc với đầu bo cong của chày. Trong khi đó, ở mặt ngoài có vết khía, ứng suất tập trung lớn nhất ở vùng rãnh khía và vùng tiếp xúc với đầu chày với giá trị lớn hơn ứng suất phía mặt trong.

Kết quả mô phỏng phân bố độ biến dạng dẻo tương đương ở mặt trong không có vết khía và mặt ngoài có vết khía của mẫu thử ở vị trí dịch chuyển đầu chày 0,9mm được thể hiện trên Hình 7. Kết quả này thể hiện sự khác biệt lớn giữa mặt trong và mặt ngoài của mẫu thí nghiệm. Độ biến dạng dẻo lớn nhất xuất hiện dọc theo rãnh khía ở phía mặt ngoài và lan sang hai bên như hình cánh bướm vùng đầu chày tác dụng lực.



Hình 7. Phân bố biến dạng dẻo tại vị trí dịch chuyển đầu chày 0,9mm

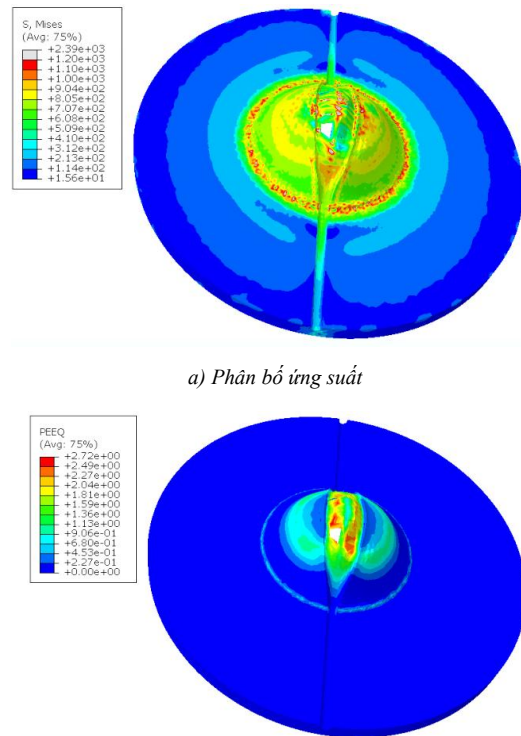


Hình 8. Phân bố ứng suất tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,2mm

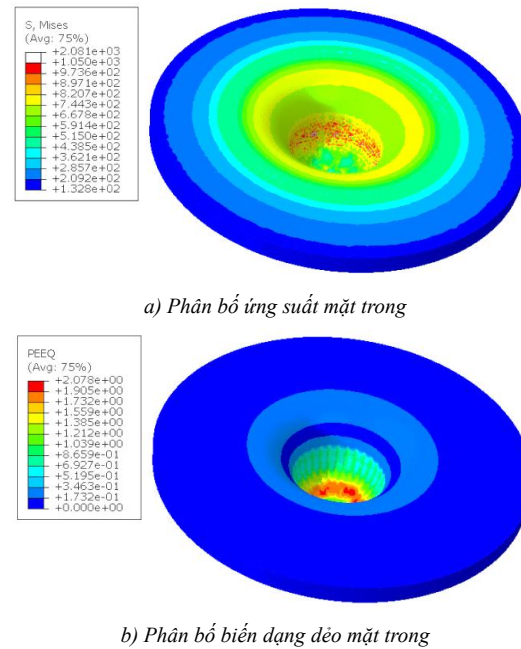
Hình 8 thể hiện kết quả mô phỏng phân bố ứng suất tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,2mm. Ở vị trí này, ứng suất thành phần σ_{11} là lớn nhất. Thành phần ứng suất này cũng tập trung lớn nhất dọc rãnh khía của mẫu thí nghiệm. Ứng suất này làm kéo căng rãnh khía về hai phía theo phương X. Từ các kết quả phân bố ứng suất và biến dạng dẻo thu được có thể dự đoán vết nứt đầu tiên sẽ được hình thành trên rãnh khía ở phía mặt ngoài của mẫu thí nghiệm.

Hình 9 thể hiện kết quả mô phỏng phân bố ứng suất và biến dạng dẻo tương đương tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,45mm. Vị trí này tương ứng với chuyển vị của chày tại điểm lực cực đại trên Hình 5. Có thể thấy vết nứt đã hình thành đầu tiên ở trên rãnh khía ở phía ngoài mẫu thí nghiệm. Ứng suất tại thời điểm này phân bố ở vùng rãnh khía và vùng tiếp xúc với mép chày. Trong khi đó, độ biến dạng dẻo lớn nhất tập trung dọc theo rãnh khía.

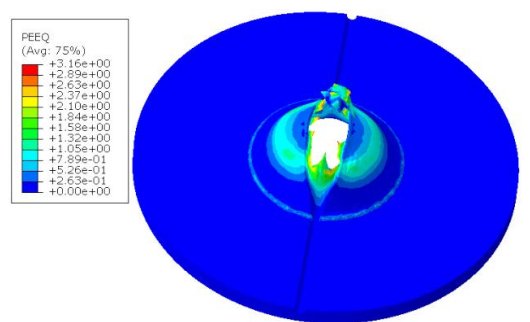
Để làm rõ hơn cơ chế phá hủy của mẫu thí nghiệm hợp kim nhôm AA7075-T651, tiếp tục xem xét sự



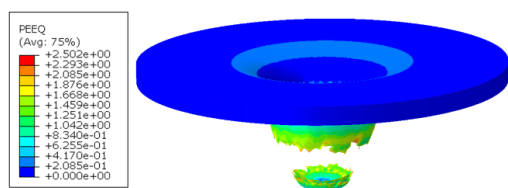
Hình 9. Phân bố ứng suất và biến dạng dẻo tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,45mm



Hình 10. Phân bố ứng suất và biến dạng dẻo mẫu không có vết khía tại vị trí dịch chuyển đầu chày 2,28m



a) Sự phá hủy mẫu có vết khía tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,7mm



b) Sự phá hủy mẫu không có vết khía tại vị trí dịch chuyển đầu chày 2,5mm

Hình 11. Sự phá hủy mẫu có vết khía và không có vết khía

phân bố ứng suất và biến dạng dẻo của mẫu không có vết khía thể hiện trên Hình 10. Tại vị trí dịch chuyển đầu chày là 2,28mm, mẫu vẫn chưa xuất hiện vết nứt mặc dù độ dịch chuyển đầu chày lớn hơn nhiều so với mẫu có vết khía. Ứng suất và biến dạng dẻo tập trung lớn hơn ở mặt phía trong mẫu thử và vùng tiếp xúc với mép chày. Do đó, với mẫu không có vết khía, vết nứt đầu tiên được dự đoán sẽ xuất hiện từ phía mặt trong mẫu thử và ở vùng tiếp xúc với mép chày.

Hình 11a thể hiện sự phá hủy mẫu thí nghiệm có vết khía tại vị trí dịch chuyển đầu chày 1,7mm. Có thể thấy được sự phát triển vết nứt khi dập mẫu nhỏ cho hợp kim nhôm AA7075-T651 dọc theo rãnh khía làm cho mẫu thí nghiệm bị phá hủy hoàn toàn. Trong khi đó, khi sử dụng mẫu không có vết khía (Hình 11b), mẫu thí nghiệm sẽ bị giảm tiết diện ở vùng tiếp xúc với mép chày, sau đó vết nứt đầu tiên sẽ xuất hiện tại vùng này và mẫu thí nghiệm bị phá hủy làm hai nửa theo ranh giới mép chày. Như vậy, cơ chế hình thành vết nứt đầu tiên và phát triển vết nứt khi sử dụng mẫu có vết khía rất khác biệt so với mẫu không có vết khía.

4. Kết luận

Nghiên cứu này thực hiện mô hình hóa và mô phỏng bằng phương pháp phần tử hữu hạn thí nghiệm dập mẫu nhỏ sử dụng mẫu thử có vết khía chữ U. Kết quả mô phỏng cho thấy khi chày tác dụng lực xuống

làm mẫu thí nghiệm bị biến dạng và vết khía được mở rộng. Đường cong quan hệ lực tác dụng - chuyển vị của chày thu được tương đồng với dạng đường cong điển hình của thí nghiệm dập mẫu nhỏ cho thấy độ tin cậy của mô hình mô phỏng được thiết lập. Cơ chế hình thành vết nứt đầu tiên và phá hủy mẫu thí nghiệm có thể giải thích như sau. Dưới tác dụng của tải trọng, ứng suất phân bố ở mặt ngoài lớn hơn mặt trong của mẫu thử. Ứng suất lớn nhất xuất hiện ở vùng rãnh khía và vùng tiếp xúc với mép chày. Ở điểm chuyển vị lớn hơn, thành phần ứng suất σ_{11} là lớn nhất làm kéo căng vật liệu rãnh khía theo phương X. Độ biến dạng dẻo tập trung lớn nhất dọc theo rãnh khía. Từ kết quả ứng suất và biến dạng dẻo thu được giải thích cho cơ chế hình thành vết nứt đầu tiên xuất hiện từ phía mặt ngoài mẫu thử ở trên rãnh khía nơi tập trung ứng suất và biến dạng dẻo lớn. Sau đó, vết nứt tiếp tục phát triển dọc theo rãnh khía do tác động của thành phần ứng suất σ_{11} và sự tập trung biến dạng dẻo trên rãnh khía làm mẫu thí nghiệm bị phá hủy hoàn toàn. Cơ chế phá hủy này rất khác biệt so với trường hợp dùng mẫu thí nghiệm không có rãnh khía.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling (1981), *The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties*, J Nucl Mater, Vol.104, pp.1545-1550.
- [2] T.E. Garcia, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, C. Suárez (2014), *Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test*, J Alloys Compd, Vol.582, pp.708-717.
- [3] Phạm Thị Hằng, Nghiêm Văn Vinh (2022), *Thiết kế, chế tạo bộ đồ gá thí nghiệm dập mẫu nhỏ và thử nghiệm cho mẫu thép không gỉ*, Tạp chí Khoa học và công nghệ - Đại học Đà Nẵng, Số 20 (9), tr.34-38.
- [4] Y. T. Doan, H. T. Pham, Q. K. Le, T. H. N. Nguyen, V. V. Nghiem (2023), *Experimental evaluation of fracture properties of aluminum alloy 1050-H14 by small punch test*. Strength Fract. Complex., Vol.16, No.1, pp.61-72.
- [5] S. Rasche, M. Kuna (2015), *Improved small punch testing and parameter identification of ductile to brittle materials*, Int J Press Vessel Pip, Vol.125, pp.23-34.
- [6] R.J. Lancaster, S.P. Jeffs, B.J. Haigh, N.C. Barnard

- (2022), *Derivation of material properties using small punch and shear punch test methods*, Mater Des, Vol.215, p. 110473.
- [7] J.-B. Ju, J.-I. Jang, D. Kwon (2003), *Evaluation of fracture toughness by small-punch testing techniques using sharp notched specimens*, Int J Pressure Vessels Piping, Vol.80, pp.221-228.
- [8] R. Hurst, Y. Li, K. Turba (2019), *Determination of fracture toughness from the small punch test using circular notched specimens*, Theor Appl Fract Mech, Vol.103, p. 102238.
- [9] K. Guan, D. Wang, J. Dobrovská, K. Matocha (2019), *Evaluation of the ductile-brittle transition temperature of anisotropic materials by small punch test with un-notched and U-notched specimens*, Theor Appl Fract Mech, Vol.102, pp.98-102.
- [10] G. Álvarez, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, T.E. García (2020), *Use of notched small punch test specimens for the determination of fracture properties in structural steels*, Theor Appl Fract Mech, Vol.106, p. 102442.
- [11] Phạm Thị Hằng, Nghiêm Văn Vinh (2024), *Mô phỏng bằng phương pháp phần tử hữu hạn thí nghiệm dập mẫu nhỏ cho hợp kim nhôm A1050-H14*, Tạp chí Khoa học và Công nghệ Trường Đại học Công nghiệp Hà Nội, Số 60 (1), tr.26-30.
- [12] K.R.R. Babu, V. Anbumalar (2019), *An experimental analysis and process parameter optimization on AA7075 T6-AA6061 T6 alloy using friction stir welding*, Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing, Vol.13, No.2, pp.1-10.
- [13] G.R. Johnson, W.H. Cook (1983), *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures*, Proceedings 7th International Symposium on Ballistics, pp.541-547.
- [14] G.R. Johnson, W.H. Cook (1985), *Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures*, Eng Fract Mech, Vol.21, pp.31-48.
- [15] E.A. Flores-Johnson, L. Shen, I. Guimatsia, G.D. Nguyen (2014), *Numerical investigation of the impact behaviour of bioinspired nacre-like aluminium composite plates*, Compos Sci Technol, Vol.96, pp.13-22.

Ngày nhận bài:	16/02/2026
Ngày nhận bản sửa:	14/03/2026
Ngày duyệt đăng:	17/03/2026