



Fe-15Mn-0.6C-2Al 쌍정유기소성강의 상온 노치 인장파괴 거동

유상협¹ · 정기채¹ · 문희범² · 이경훈² · 박경태^{1,*}

¹한밭대학교 신소재공학과
²(주)솔루션랩

Notched Tensile Fracture of a Fe-15Mn-0.6C-2Al Twinning Induced Plasticity Steel at Room Temperature

Sang Hyup Yoo¹, Ki-Chae Chung¹, Hee-Beom Moon², Kyung Hoon Lee², and Kyung-Tae Park^{1,*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Hanbat National University, Daejeon 34158, Republic of Korea.
²Solution-Lab, Daejeon 35260, Republic of Korea.

Abstract: The tensile fracture behavior of an Al-bearing TWIP steel was investigated by conducting a series of tensile tests on smooth and notched specimens with different notch geometries, focusing on the effects of evolution of the stress triaxiality and the effective strain during deformation. The flow curve and digital image correlation (DIC) analysis evidenced suppression of dynamic strain aging due to Al addition, and therefore, the effects of local inhomogeneous deformation associated with Portevin-Le Chatelier (PLC) band on fracture could be excluded. The smooth specimen fractured with negligible necking despite the absence of PLC bands. As a result, the effective strain was uniform through the gage section and the stress triaxiality (η) of ~ 0.33 was nearly unchanged over the entire cross-section up to the maximum load. This led to the fracture surface of the smooth specimen being entirely covered with fine equiaxed dimples. For notched specimens, the fracture strain was drastically reduced with decreasing notch radius, indicating the high notch susceptibility of the steel. The effective strain of the notched specimens was the highest at the edge of the notch root, regardless of the notch radius, so cracks first developed at the surface of the notch root. Although the η at the center of the notched specimens (0.40~0.48 depending on the notch radius) was higher than that of the smooth one, the center of the fracture surface of all notched specimens exhibited dimple features that were very similar to the smooth one, even in size. In contrast, in spite of the same η of ~ 0.33 , fractography at the edge of the notched specimens revealed a fracture mode transition from dimple fracture to void sheet fracture to quasi-cleavage fracture as the notch radius decreased. The present results were rationalized in terms of the local evolution of stress triaxiality and effective strain during deformation, which were analyzed using the finite elemental method and DIC technique. It can be said that the fracture mode of TWIP steel, showing limited necking, was more influenced by the distribution and/or gradient of stress triaxiality and effective strain rather than their local absolute values - that is, the severer their gradient is, the easier the quasi-cleavage fracture occurs.

(Received 18 January, 2024; Accepted 26 January, 2024)

Keywords: Twinning Induced Plasticity Steel, Notch Tensile Fracture, Fractography, Effective Strain, Stress Triaxiality

1. 서 론

20~50 mJ/m² 정도의 적층결함에너지울 갖는 Fe-Mn-C계

혹은 Fe-Mn-Al-C계 오스테나이트강은 상온 인장 변형 시 쌍정유기소성에 의해 - 이하 쌍정유기소성강 -60% 이상의 높은 균일연신율과 1 GPa 이상의 높은 인장강도를 나타내어 다양한 분야의 구조재료로서 사용되고 있다 [1,2]. Al은 Fe-Mn-C강에 첨가될 경우 적층결함에너지 증가, 경량화와 더불어 C의 활동도를 증가시켜 불균일 변형을 야기하는 동적가공시효를 억제하는 효과를 나타낸다 [3,4].

- 유상협: 석사과정, 정기채 연구원, 문희범: 대리, 이경훈: 대표이사, 박경태: 교수
*Corresponding Author: Kyung-Tae Park
[Tel: +82-10-2906-8640, E-mail: ktpark@hanbat.ac.kr]
Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

따라서 Fe-Mn-C강은 쌍정유기소성에 의한 변형 및 파괴 거동 이해를 위한 대표 모델 소재로 주로 사용되며, Fe-Mn-Al-C강이 실용 소재로 보다 널리 개발 및 적용되고 있다.

쌍정유기소성강은 높은 균일연신율에도 불구하고 일반 연성금속재료와는 달리 독특한 인장 파괴 거동을 나타낸다. 즉, 거시적으로는 necking이 거의 없는 취성파괴 거동을 보이는 반면 미시적으로는 파면이 dimple들로 구성되어 있는 연성파괴 특성을 나타낸다 [5,6]. 쌍정유기소성강의 취성파괴 특성은 동적가공시효에 의한 Portevin Le Chatelier (PLC) 전단밴드 형성에 기인하는 것으로 알려져 있다 [7,8]. 이러한 취성 파괴 경향은 Al 첨가에 의해 억제되며, 이에 따라 Fe-Mn-Al-C강의 경우 제한적이거나 necking 및 necking 후연신이 일어난다 [9]. 한편 소성변형 중 형성되는 기계적 쌍정들과 결정립계의 교차점 혹은 기계적 쌍정들의 상호 교차점에서 공동(void)들이 핵생성 되어, 이들의 성장, 합체에 의해 dimple 파괴가 일어난다 [2,10,11]. 그러나 높은 균일연신율에도 불구하고 쌍정유기소성강 파면의 dimple들은 여타 연성금속재료들에 비해 상대적으로 미세하다. 이는 강의 변형 시 지속적인 공동 핵생성 및 제한적 성장의 두 가지 요인에 기인한다. 즉, 높은 변형량까지 균일 연신 시 기계적 쌍정 형성이 지속적으로 일어나 공동 핵생성처 빈도 역시 지속적으로 증가한다 [12]. 한편 공동 성장 속도는 변형량 및 응력삼축비 증가에 따라 증가한다. 응력삼축비는 유효응력에 대한 평균주응력의 비로써 공동은 주응력에 의해 성장하므로 응력삼축비 증가에 따라 공동 성장이 가속화된다 [13,14]. 따라서 necking을 수반하는 경우 neck 부위의 국부적인 변형량 및 응력삼축비 증가에 의해 공동의 크기는 증가하여 조대한 dimple들이 관찰되는 것이 일반적이다. 그러나 쌍정유기소성강의 경우 necking이 제한되어 파괴 시까지 낮은 응력삼축비를 유지하여 공동 성장이 제한적이다.

위와 같은 쌍정유기소성강의 특이한 인장파괴거동을 보다 잘 이해하기 위해 강의 소성변형 시 공동성장 거동 및 공동 합체에 미치는 전단밴드 영향 등에 대한 많은 연구가 진행되어 왔다 [15-17]. 변형량에 따른 공동 성장에 대한 응력삼축비의 영향은 일반적으로 다음 식 (1)과 같이 표현된다 [13,14].

$$\frac{1}{r} \frac{dr}{d\epsilon} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2}\eta\right) \quad (1)$$

위 식에서 r 은 공동 반경, η 는 응력삼축비, $\bar{\epsilon}$ 은 유효변형량, α 는 재료상수이다. Fabrègue 등은 [12,18] 쌍정유기

소성강의 인장파괴 특성 거동을 고려하여 - 즉, 일정하고 낮은 응력삼축비(~ 0.33)와 지속적인 공동 핵생성 - 공동 성장에 대한 다음 식 (2)를 제안하였으며, 3차원 X-ray를 이용한 실측치와 비교적 잘 일치한다고 보고한 바 있다.

$$\frac{dr}{d\epsilon} = \alpha \eta^{0.25} \exp\left(\frac{3}{2}\eta\right) - \frac{1}{N} \frac{dN}{d\epsilon} (r - r_0) \quad (2)$$

식 (2)의 첫째 항은 낮은 응력삼축비를 고려한 식 (1)의 변형된 형태이며 [19], 둘째 항은 공동 핵생성을 나타낸 항이다 (N : mm³당 공동 갯수, r_0 : 핵생성 시 공동 반경). 또한 이들은 전단 밴드 형성은 국부적인 응력삼축비 증가를 야기하여 밴드 내 공동 성장을 가속시키는 것으로 보고하였다.

식 (1)과 (2)와 나타낸 바와 같이 공동 성장의 중요한 인자는 응력삼축비이다. Bridgman 해석에 [20] 의하면 necking이 일어나거나 notch가 존재할 경우 주응력 및 응력삼축비는 다음 식 (3)과 같이 표현된다.

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \bar{\sigma} \ln \left[1 + \frac{a}{2R} \left(1 - \frac{x^2}{a^2} \right) \right] \quad (3a)$$

$$\sigma_3 = \bar{\sigma} \left[1 + \ln \left[1 + \frac{a}{2R} \left(1 - \frac{x^2}{a^2} \right) \right] \right] \quad (3b)$$

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3} \quad (3c)$$

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma} = \frac{1}{3} + \ln \left[1 + \frac{a}{2R} \left(1 - \frac{x^2}{a^2} \right) \right] \quad (3d)$$

$\bar{\sigma}$ 은 유효응력, σ_m 은 평균 주응력이며, 그림 1(a)와 같이 R 은 notch 반경, $2a$ 는 최소 단면적 부위 너비, x 는 최소 단면적 부위 중심으로부터 너비 방향 거리이다. 식 3d에 따라 notch가 없는 평시편의 경우 인장 변형 시작 시 (즉, $R = \infty$) 응력삼축비는 0.33이다. 쌍정유기소성강의 경우 평시편 일축인장 시 necking이 거의 일어나지 않으므로 응력삼축비는 파괴까지 0.33의 값을 유지한다. 따라서 평시편 일축인장 실험으로는 쌍정유기소성강에 있어 응력삼축비 변화에 따른 공동 성장 거동을 파악하는데 한계가 있다.

이에 따라 시편 너비 방향으로 응력삼축비 구배를 나타내는 notched 시편을 사용하여 쌍정유기소성강의 인장파괴 거동에 미치는 응력 상태 영향에 대한 연구도 진행되어 왔다. 그러나 이들 대부분은 notch 민감도, 성형한계 등 소성역학적 특성에 대한 것들이며 [5,16,21-25] dimple 파괴의 가장 중요한 요소인 공동 성장과 같은 미세조직 변화에 미치는 응력삼축비의 영향에 대해서는 거의 언급하지 않았다. 반면 Luo 등은 [6,26] notch 반경이 매우 작은 시편

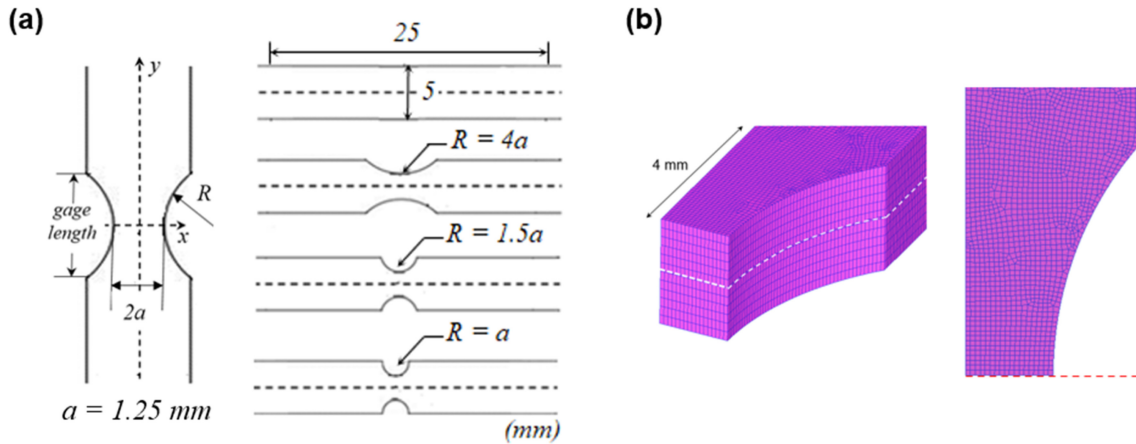


Fig. 1. (a) Schematic illustration of the smooth and notched specimens used in the present study, (b) An example of the 1/4 axisymmetric finite element mesh model for $R = 4a$ notched specimen.

의 경우 dimple 파괴보다는 준벽개 파괴가 지배적이며, 이에 의해 쌍정유기소성강의 notch 민감도가 다른 고강도강에 비해 상대적으로 높다고 보고하였다. 또한 Baik 등은 [27] 평면응력 조건에서 {111}면 상의 벽개파괴가 지배적으로 일어남을 관찰하였다. 이러한 연구들은 응력삼축비가 공동 성장뿐만 아니라 인장 파괴 모드에도 영향을 미친다는 것을 의미한다. 이에 따라 본 연구에서는 다양한 응력삼축비 분포를 나타내는 여러 형상의 쌍정유기소성강 notched 시편에 대해 일축인장을 행하고, 파면 관찰, Digital Image Correlation, 유한요소해석 등의 분석을 통해 응력삼축비 및 유효변형량 분포가 공동 성장 및 파괴 모드에 미치는 영향에 대해 알아보았다.

2. 실험 방법

Fe-15Mn-0.65C-2Al-0.07Ti (중량%) 성분의 쌍정유기소성강 열연재 (두께 6 mm)를 두께 1.5 mm까지 냉연 후 1000 °C에서 1 시간 소둔 처리를 행하였다. 본 연구에서는 PLC 전단밴드 형성을 억제하기 위해 Al 첨가강을 사용하였다. 냉연소둔재로부터 그림 1(a)의 형상을 갖는 평시편과 notched 시편을 가공하였다. Notched 시편의 경우 notch부 최소 단면적이 동일하도록 notch 너비는 2.5 mm로 (즉, 식 (3)의 $a = 1.25$ mm) 설정하였으며, notch 반경 $R = 4a, 1.5a, a$ 의 3가지 시편을 제작하였다. 위 식 3d에 따라 초기 형상의 notch 중심부 ($x = 0$) 응력삼축비는 각각 0.45, 0.62, 0.74이며, notch 표면의 경우 ($x = a$) 모두 0.33의 값을 갖는다. 그러나 인장 변형시 notch 반경 증가에 의해 응력삼축비는 지속적으로 감소하므로, 실제 응력삼축비 분

포는 식 3d와 차이를 나타낸다. 따라서 변형에 따른 응력삼축비 분포 변화를 알아보기 위해 유한요소해석을 행하였다. 유한요소해석은 판상 소재 xy면 및 xz면 대칭의 삼차원 1/8 탄소성연속체 모델을 설정하여 DEFORM-3D를 사용하여 행하였다 (x, y, z 는 각각 너비, 길이, 두께 방향). 1/8 요소 모델에서 중심부로부터 4 mm 지점까지 단면 mesh수는 notch 형상에 따라 1290 ~ 1540개, 두께방향 mesh수는 6개였으며, Fig. 1b에 $R = 4a$ notched 시편의 1/4 요소 모델을 예로 나타냈다.

인장시험은 10^{-3} s^{-1} 초기변형속도로 만능재료시험기 (INSTRON 5982, 10 ton)를 이용하여 행하였다. Notched 시편의 경우 notch부 길이를 gage 길이로 간주하였으며 (그림 1(a)), notch 반경에 따라 notch부 길이가 다르므로 crosshead speed (= gage 길이 × 변형속도)를 달리하여 변형속도를 동일하게 하였다 [28]. Notch부 길이 방향 단면적은 notch 반경에 따라 다르므로 그림 3의 공칭 응력 - 변형 선도에서 보고되는 공칭변형은 notch부의 평균 공칭 변형이며, notch 최소단면적 부위의 공칭변형은 이에 비해 크다. 공칭응력은 notch부 초기 최소단면적을 기준으로 산출하였다. 공동 성장은 응력삼축비 뿐만 아니라 유효변형량에도 영향을 받기 때문에 변형 중 notch부 단면의 유효 변형량 분포를 디지털 이미지 상관기법(digital image correlation (DIC))을 이용하여 측정하였다. DIC 스펙클은 표면 연마된 시편 표면에 백색 페인트를 분사하여 조성하였으며, 스펙클의 평균 크기와 간격은 각각 $\sim 20 \mu\text{m}$, $\sim 40 \mu\text{m}$ 이었다. 유효변형량은 변형 중 스펙클 위치 변화를 비접촉식 strain gage 시스템 (ARAMIS 5M, GOM mbH)을 이용하여 산출하였다. Notch 형상에 따른 파괴 모드 변화

를 알아보기 위해 인장 파면의 중심부와 가장자리 부위를 주사전자현미경(JEOL 7100F)을 이용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 인장 변형 및 파괴 거동

냉연소둔재의 결정립 크기는 $25 \pm 12 \mu\text{m}$ 이었으며 (그림 2(a)), 대부분 Ti 탄화물인 조대한 개재물들이 압연 방향으로 존재하였다 (그림 2(b)). 그림 3(a)에 냉연소둔재의 공칭 응력 - 변형/변위 곡선을 나타내었다. 평시편의 경우 높은 가공강화와 60%정도의 높은 균일연신을 나타내었다. 파면에서 약 1 cm 떨어진 gage 부분의 미세조직을 관찰한 결과 (그림 3(b)), 대부분의 결정립에서 기계적 쌍정이 관찰되어 강의 소성변형은 쌍정유기소성에 기인함을 확인하였다. Notched 시편의 경우 평시편과 비교하여 notch 반경이 감소할수록 항복강도 및 인장강도는 다소 증가하는 반면 연신율은 급격히 감소하여, 높은 notch 민감도를 나타내었다. 또한 notch 유무에 관계없이 최대인장강도에 도달한 후 necking 후연신이 거의 없이 바로 파괴가 일어났으며, 소성변형 초기부터 파괴 시까지 PLC 밴드 형성을 나타내는 serration이 유동곡선 상에서 관찰되지 않았다.

그림 4에 DIC 분석에 의한 평시편 및 두 notched 시편 ($R = 4a$, $R = a$)의 파괴 직전 공칭변형에 따른 단면 유효 변형률 분포를 나타내었다. 평시편의 경우 (그림 4(a)), $e = 0.54$ 까지는 gage 부분 전체에서 균일 변형이 일어났으며, 앞서 언급한 바와 같이 변형 전체 구간에서 PLC band 형성 및 전파는 관찰되지 않았다. $e \sim 0.57$ 부터 시편 중심부에서 유효변형률이 가장 높은 불균일 변형이 일어나기 시작하여 (그림 4(a)의 화살표), 최대하중 변형률인 $e \sim 0.60$ 에서 약간의 necking을 수반하며 급작스런 파괴가 일어났다. Yu 등은 [9] Al 무첨가 쌍정유기소성강 평시편의 경우 PLC 밴드 형성에 의해 시편 가장자리에서 균열이 시작되어 내부로 전파함에 의해 파괴가 일어나는 반면, PLC 밴드 형성이 억제되는 Al 첨가강의 경우 시편 중앙부에서 공동 형성 및 합체에 의한 균열이 발생하여 가장자리로 전파한다고 보고한 바 있다. 이는 PLC 밴드 형성이 관찰되지 않고, 파괴 직전 시편 중심부의 유효변형률이 국부적으로 가장 높은 본 연구 결과와 일치한다. 파괴 직전 최대유효 변형률은 시편 중심부에서 약 ~ 1.4 로 측정되었으며, 파면은 전체적으로 하중 방향에 수직이었다. Notched 시편의 경우 (그림 4(b), 4(c)), 변형은 모두 notch부에 집중되었으며, notch 부 바깥에서의 변형은 거의 없었다. 최대 유효 변형률이 중심부에 나타나는 평시편과는 달리 notched 시편

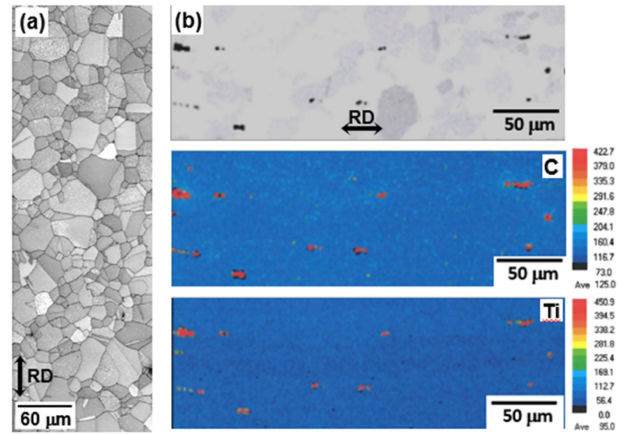


Fig. 2. (a) EBSD image quality map and (b) EPMA elemental maps showing microstructure of the present steel after cold rolling and annealing at 1273 K for 1 hr.

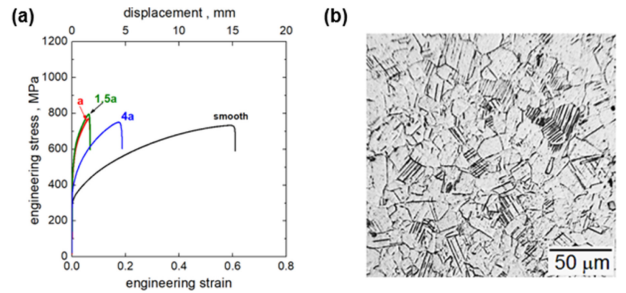


Fig. 3. (a) Engineering stress - strain curves of the smooth and notched specimens of the present steel, and (b) Optical micrograph showing mechanical twins in most grains in the gage section of the fractured smooth specimen.

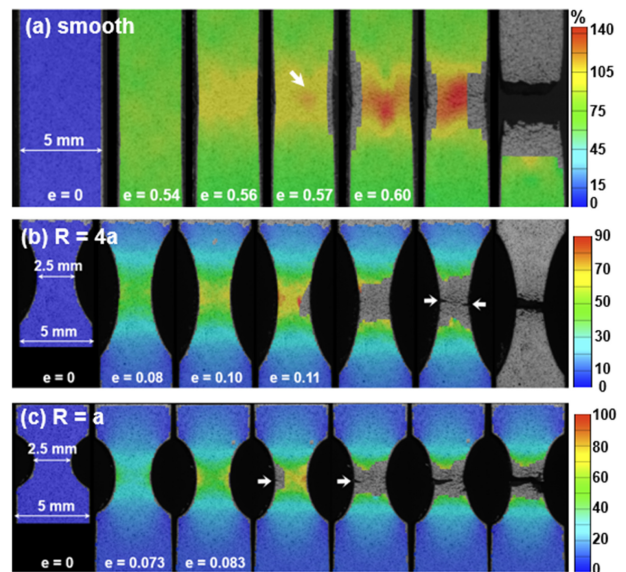


Fig. 4. Effective strain distribution at selected nominal strains (e) just before fracture obtained by in-situ digital image correlation analysis. (a) smooth specimen, (b) $R = 4a$ notched specimen, and (c) $R = a$ notched specimen.

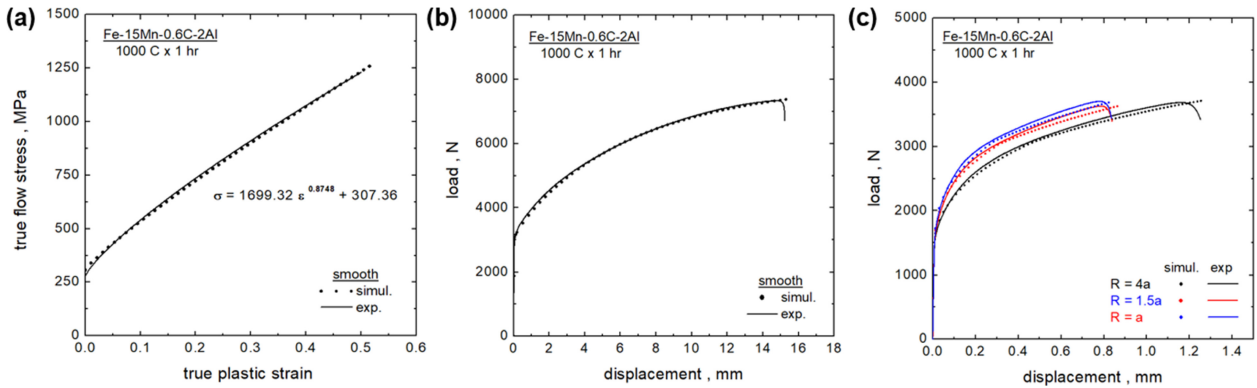


Fig. 5. Comparison between the simulated (dotted lines) and measured (solid curves) (a) true stress - true plastic strain curves, (b) and (c) load - displacement curves of the smooth specimen and notched specimens, respectively.

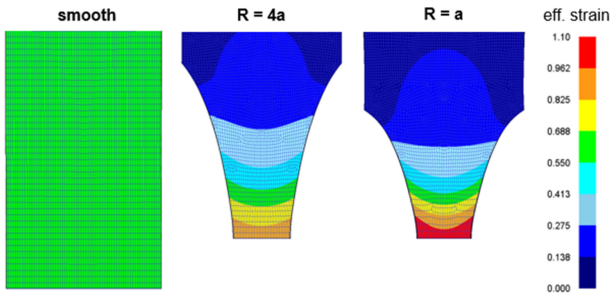


Fig. 6. Effective strain distribution at the gage section of the smooth and notched specimens at maximum load obtained by finite element analysis.

은 파괴 직전 notch 가장자리에서 최대유효변형량을 보였으며, 이로 인해 양편 가장자리로부터 균열이 발생하여 중심부로 전파되었다. Notch 가장자리 최대유효변형량은 R = 4a 시편의 경우 ~0.95, R = a 시편의 경우 ~1 정도로 유사했으나 평시편 중앙부의 최대유효변형량인 ~1.4에 비해 낮았다.

DIC 분석과 더불어 유효변형량 및 응력삼축비 변화에 대한 유한요소해석을 행하였다. 그림 5(a)에 보인바와 같이 평시편의 소성유동거동은 $\sigma(\text{MPa}) = 1699 e^{0.874} + 307$ 로 최적 표현되었다. 등방 탄소성체 모델을 ($E = 210 \text{ GPa}$, $\nu = 0.3$) 적용한 평시편과 notched 시편의 하중 - 변위 거동 예측치를 측정치와 비교하여 그림 5(b) 및 5(c)에 각각 나타내었다. 평시편의 경우 예측치와 측정치는 매우 잘 일치하였으나, notched 시편의 경우 notch 반경 감소에 따라 예측치는 측정치에 비해 다소 낮은 유동응력을 나타내었다. 그림 6에 평시편과 notched 시편의 최대하중에서의 단면 유효변형량 분포를 나타내었다. 평시편의 경우 gage 전체 부분에서 균일한 유효변형량을 (~0.68) 나타냈으며, 이는 그림 4(a)의 DIC 분석 결과인 평시편 공칭변형 0.54에서

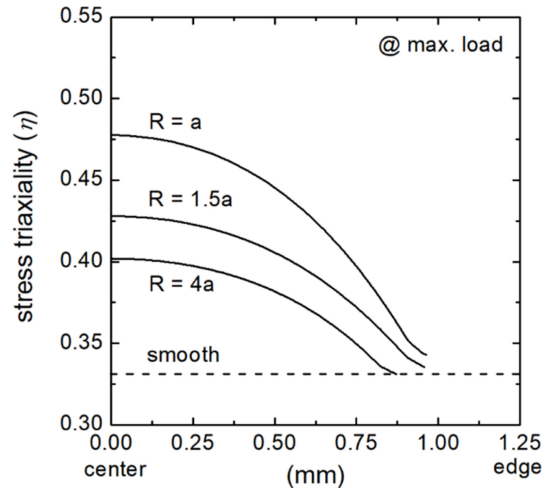


Fig. 7. Stress triaxiality profiles from the center to the edge of the notch root section of the notched specimens at maximum load obtained by finite element analysis.

의 유효변형량 0.70~0.75와 비교적 잘 일치한다. 그러나 DIC 분석에서 나타나는 중심부의 국부적 높은 유효변형량은 나타나지 않았다. 최대하중에서 중심부의 높은 유효변형량은 앞서 언급한 바와 같이 공동 성장 및 합체에 기인하는 것으로 연속체 가정의 유한요소해석에서는 나타나지 않는다. Notched 시편의 경우 예상과 같이 notch 최소단면적 부위에서 최대유효변형량이 나타났으며, R = 4a 및 R = a시편의 경우 각각 ~0.9, ~1.0으로 DIC 분석의 notch 가장자리 유효변형량인 0.9~1.0과 일치하였다. DIC 분석 결과와의 비교로부터 본 유한요소해석의 타당성이 확인되어, 이를 이용하여 최대하중에서 notch 최소면적부위 너비에 따른 응력삼축비 분포를 도출하였으며, 그 결과를 그림 7에 나타내었다. 중심부의 응력삼축비는 R = 4a, 1.5a, a의 경우 각각 0.40, 0.43, 0.48로서 식 3d에 의해 계산된 값

에 (각각 0.45, 0.62, 0.74) 비해 낮았으며, 이는 그림 4에서 알 수 있듯이 주로 변형에 따른 notch 반경 증가에 기인한다. 반면 notch 가장자리의 경우 0.33에 수렴하였다.

3.2. 파단면 특성

앞서 설명한 바와 같이 시편 부위별 유효변형량 및 응력삼축비는 notch 유무 및 형상에 따라 큰 차이를 나타낸다. 이들 분포가 파괴 모드에 미치는 영향을 알아보기 위해 각 시편 파단면 중심부 및 표면으로부터 약 50~100 μm 떨어진 가장자리 부위를 저배율 및 고배율로 관찰하였다. 저배율 ($\times 1200$) 관찰 하에 평시편의 파단면은 (그림 8(a) 및 8(b)) 부위별 차이없이 비교적 편평하였으며, 미세한 dimple들로 구성되어 있었다. 반면 notched 시편의 경우 부위별 차이를 나타내었다. R = 4a 시편의 경우 중심부는 (그림 8(c)) 평시편과 유사하게 미세 dimple로 구성되어 있으나 불균일한 조도를 보였다. 반면 가장자리는 (그림 8(d)) 매우 편평하며 깊이가 얇은 미세 dimple들로 구성되어 있었다. 일반적으로 이러한 파면 형상은 ‘void sheet’로 정의되고 있다 [6,29]. R = a 시편의 중심부는 (그림 8(e)) 대부분 dimple 파면을 보였으나 준벽개파면도 일부 관찰되었다. 반면 가장자리는 (그림 8(f)) 대부분 준벽개파면으로 구성되어 있었다.

고배율 ($\times 5000$) 관찰 하에서 평시편 파단면은 부위에 관계없이 비교적 균일한 등축의 미세 dimple들로 구성되어 있었으며 (그림 9(a) 및 9(b)), 영상분석을 이용하여 측정된 dimple 크기는 약 0.6 μm 정도였다. 한편 그림 9(b)에 보이는 바와 같이 개재물이 - 대부분 Ti 탄화물 - 들어있는 조대한 공동들이 관찰되었다. 이들 개재물 관련 조대 공동들은 서로 독립적으로 존재하며, 이들과 주위 미세 공동들간의 합체 혹은 이들로부터의 균열 전파 등은 관찰되지 않아 파괴의 직접적 원인은 되지 않는다. R = 4a 시편의 중심부는 (그림 9(c)) 평시편과 유사하게 등축의 미세 dimple들로 구성되어 있었다. 평균 dimple 크기는 (약 0.7 μm) 평시편과 비교하여 측정 오차 범위 내에서 유사하였으나, 크기 분포는 평시편에 비해 다소 불균질 하였다. 가장자리의 경우 (그림 9(d)) 중심부와는 달리 ‘void sheet’ 파면의 전형적인 특징인 일방향으로 심하게 전단된 얇은 깊이의 dimple로 구성되어 있었다. R = a 시편의 중심부 파면 (그림 9(e)) 역시 다른 시편과 유사하게 미세한 등축의 dimple들로 구성되어 있었으며, 이들의 평균 크기는 약 0.6 μm 정도로 평시편과 유사하였다. 또한 조대한 dimple도 일부 관찰되었으나 (그림 9(d)의 점선 원 부분), 이들 내부에는 개재물이 존재하지 않아 이들은 국부적인 공동

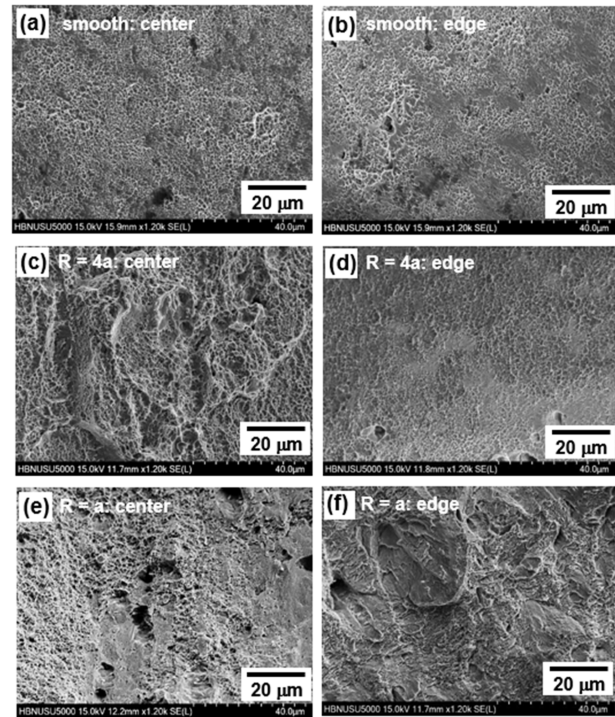


Fig. 8. Low mag. ($\times 1200$) SEM micrographs of the center and the edge of the fracture surfaces of the steel. (a), (c), and (e) the center of the smooth, R = 4a, and R = a specimens respectively; (b), (d), and (f) the edge of the smooth, R = 4a, and R = a specimens respectively.

합체에 기인하는 것으로 판단할 수 있다. 가장자리의 경우 (그림 9(f)), 저배율 관찰에서 언급한 바와 같이 대부분 준벽개 파면들이 관찰되었다.

위의 결과를 그림 7의 응력삼축비 분포와 연계하여 요약하면 다음과 같다. 시편중심부의 경우 notch 반경이 감소할수록 높은 응력삼축비를 나타냄에도 불구하고, 모두 평시편과 유사한 크기의 (0.6~0.7 mm) 등축 dimple들로 구성된 파면을 나타냈다. 반면 모든 시편의 가장자리는 ~0.33 정도의 동일한 응력삼축비를 가짐에도 불구하고 평시편의 경우 등축의 미세 dimple 파단면을 보이는 반면, R = 4a 시편의 경우 일방향으로 전단된 얇은 깊이의 미세 dimple로 구성된 void sheet 파면, R = a 시편의 경우 대부분 준벽개 파면을 나타내는 파괴 모드 천이를 나타냈다.

3.3. 파괴 거동에 미치는 유효변형량 및 응력삼축비 분포의 영향

본 실험 결과는 연성 dimple 파괴에 미치는 응력삼축비의 일반적인 영향과 차이를 나타낸다. 즉, 연성 재료의 경우 응력삼축비 0.33 이상의 인장 조건에서는 공동 형성에 의한 dimple 파괴가 일어나며, 공동 성장은 응력삼축비 증가에

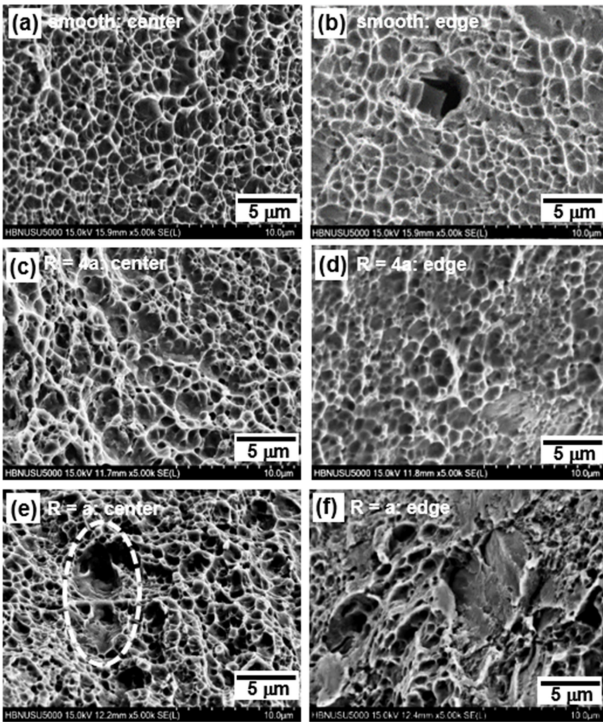


Fig. 9. High mag. ($\times 5000$) SEM micrographs of the center and the edge of the fracture surfaces of the steel. (a), (c), and (e) the center of the smooth, $R = 4a$, and $R = a$ specimens respectively; (b), (d), and (f) the edge of the smooth, $R = 4a$, and $R = a$ specimens respectively.

따라 가속화 되어 dimple 크기가 증가한다 [13,14,30,31]. 그러나 본 연구 결과 응력삼축비가 높은 notched 시편 중심부의 dimple 크기는 응력삼축비가 낮은 평시편 중심부와 유사하였다. 식 (2)에서 알 수 있는 바와 같이 쌍정유기소성강과 같이 파괴 시까지 낮은 응력삼축비를 유지하고, 지속적인 공동 핵생성이 일어나는 경우 공동 성장은 응력삼축비 및 유효변형량 뿐만 아니라 공동 핵생성 속도에도 의존한다. 변형 중 새로이 형성되는 공동의 빈도가 (즉, 식 2의 둘째 항) 증가할수록 전체 공동성장 속도는 감소되므로 식 (2)의 첫째 항이 공동성장속도의 상한이 되며, 이로부터 최대 공동 크기는 (r) 다음 식 (4)와 같이 표현된다.

$$\ln r - \ln r_0 = \alpha(\eta)^{0.25} \bar{\epsilon} \exp\left(\frac{3}{2} \eta\right) \quad (4)$$

본 연구에서는 초기 공동 핵 반경(r_0) 측정이 불가하여 정량적인 분석은 행하지 않았다 그러나 식 (4)로부터 다음과 같은 정성적 유추를 할 수 있다. 즉, 그림 4 및 7에 보인 바와 같이 최대 하중에서 중심부의 최대 유효 변형량은 notched 시편의 경우 0.9~1.0, 평시편의 경우 ~1.4로 평시편이 높은 반면, 응력삼축비는 notched 시편의 경우

0.40~0.48, 평시편의 경우 0.33으로 평시편이 낮다. 따라서 이들의 상쇄 효과에 의해 유사한 dimple 크기를 나타낸다고 볼 수 있으며, 이에 대해서는 정량적 추가 연구가 필요하다. 참고로 서론에서 언급한 Fabrègue 등의 연구에서는 [12] 초기 공동 핵 반경을 1.8 μm 로 설정하여 식 (2)를 적용하였으나, 이는 비이상적으로 조대한 값이며, 본 실험 결과와도 일치하지 않는다.

가장자리의 경우 모두 유사한 응력삼축비 (~0.33)를 나타내에도 불구하고 notched 시편은 평시편과 유사한 미세 등축 dimple 파단면을 보이지 않고, notch 반경 감소에 따라 void sheet, 준벽개파괴로의 파괴 모드 천이 거동을 보였다. 이러한 파괴 모드 천이에 미치는 응력삼축비와 유효변형량의 복합적 영향을 알아보기 위해 notched 시편의 중심부, 중심부와 가장자리의 1/2지점, 가장자리의 세 지점에서 변형 개시부터 최대 하중까지의 응력삼축비와 유효변형량의 변화를 유한요소해석을 통해 분석하였으며, 그 결과를 그림 10에 나타내었다. 또한 동일한 공칭 변형에 상응하는 부위별 응력삼축비와 유효변형량을 그림 10에 점선으로 연결하였다. 평시편의 경우 모든 부위의 응력삼축비는 유효변형량 증가에 따라 변화없이 모두 유사한 0.33의 값을 나타내므로 별도로 도시하지 않았다. 우선 모든 시편의 경우 가장자리의 유효변형량이 가장 높았으며, 중심부가 가장 낮았다. 또한 $R = 4a$ 시편의 경우 (그림 10(a)) 공칭 변형 2% 이상에서 응력삼축비는 유효변형량 증가에 따라 세 부위에서 거의 일정한 값을 나타냈으나, notch 반경이 감소할수록 (그림 10(b) 및 10(c)) 세 부위의 응력삼축비는 유효변형량 증가에 따라 다소 감소하는 경향을 나타내었다. 한편 표면으로부터 중심부 방향으로 동일 공칭 변형에서의 유효변형량 및 응력삼축비의 부위별 차이는 notch 반경이 감소할수록 크게 증가하였다 (즉, 점선의 기울기는 음의 값으로 증가). 이전 보고된 연구 결과에 의하면 [28] necking을 수반하며 dimple 파괴를 일으키는 이상조직강 (dual phase steel)은 쌍정유기소성강과 반대 경향을 보인다. 즉, 이상조직강의 경우 notch 반경이 큰 시편의 경우 동일 공칭변형에서의 유효변형량은 중심부에서 가장 높다. 그러나 notch 반경 감소에 따라 모든 부위에서 유효변형량은 거의 유사하게 되는 반면, 응력삼축비는 모든 부위에서 유효변형량 증가에 따라 증가한다 (즉, 동일 공칭변형에서 유효변형량에 따른 응력삼축비는 표면으로부터 중심부 방향으로 양의 기울기로 증가). 따라서 이상조직강의 경우에는 notched 시편에서도 중심부에서 조대 공동들이 형성되며, 이로 인해 중심부에서 우선적으로 dimple 파괴가 일어나는 cup-and-cone 파괴 거동을 보인다

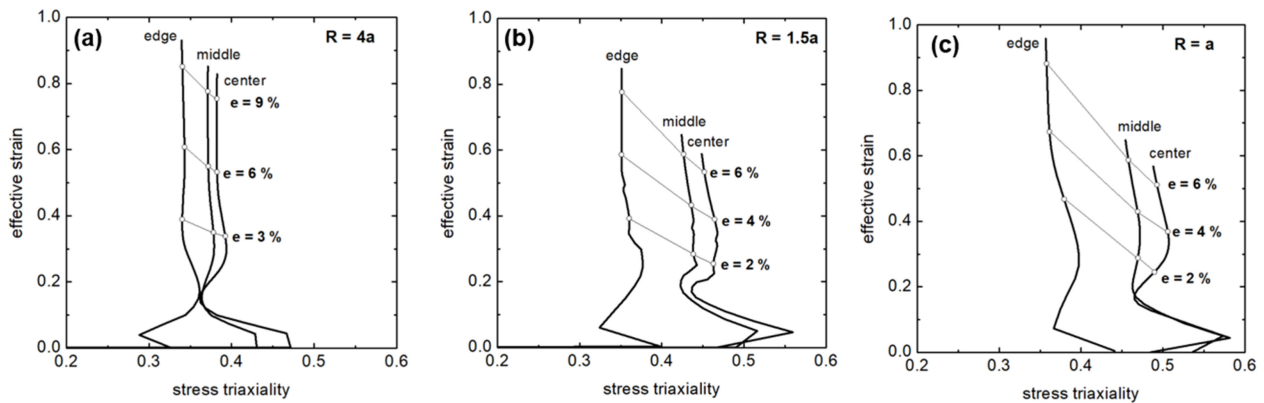


Fig. 10. Evolution of effective strain vs stress triaxiality at the edge, middle point, and center of the notch root section of 3 notched specimen obtained by finite element analysis. (a) $R = 4a$, (b) $R = 1.5a$, and (c) $R = a$.

. 반면 쌍정유기소성강은 모든 notch 시편의 가장자리 유효변형량이 가장 높아 notch 표면부에서 균열이 발생하여 중심부로 전파한다. 또한 응력삼축비는 모든 부위에서 유효변형량 증가에 따라 감소하므로 공동 성장 및 합체가 억제된다. 이는 시편 표면으로부터 중심부까지의 유효변형량 및 응력삼축비 구배가 음의 값으로 증가할수록 파괴모드는 dimple 파괴, void sheet 파괴, 준벽개 파괴로 천이함을 보여준다. 따라서 쌍정유기소성강과 같이 necking이 제한적인 경우 파괴 모드는 응력삼축비의 국부적 절대값보다는 응력삼축비 및 유효변형량의 구배에 더 큰 영향을 받는다는 것을 알 수 있다.

4. 결 론

Al 함유 쌍정유기소성강의 인장파괴 거동에 영향을 미치는 인자를 알아보기 위해 서로 다른 notch 형상을 갖는 notched 시편 및 평시편에 대해 동일 조건에서 일축 인장 실험을 행하고, 그 결과를 파면 관찰, 유한요소해석 및 디지털 이미지 상관기법 등을 통해 분석하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 평시편의 경우 PLC 밴드 형성 없이 최대 하중까지 모든 gage부위에서의 유효 변형량은 균일하였으며, necking이 거의 일어나지 않고 하중 방향에 수직으로 급작스런 파괴가 일어났다. Notched 시편의 경우 notch 반경 감소에 따라 파단연신율이 급격히 감소하는 높은 notch 민감도를 나타냈으며, 유효변형량이 최대를 나타내는 notch 표면로부터 균열이 발생하여 파괴가 일어났다.

2. 평시편은 높은 유효변형량에도 불구하고 파괴 시까지 낮은 일정한 응력삼축비를 유지하여 파단면 모든 부위는 균일한 크기의 등축 미세 dimple들로 구성되어 있었다. 반

면 notched 시편의 경우 notch 중심부는 평시편에 비해 높은 응력삼축비를 나타냄에도 불구하고 상대적으로 낮은 유효변형량에 의해 평시편과 유사한 크기 및 형상의 dimple들로 구성된 파면을 나타내었다. 그러나, notched 시편의 가장자리는 모두 평시편과 유사한 ~ 0.33 의 응력삼축비를 가짐에도 불구하고 notch 반경 감소에 따라 dimple 파괴, void sheet 파괴, 준벽개파괴로의 파괴 모드 천이 거동을 나타내었다.

3. 유한요소해석 및 DIC 분석 결과로부터 necking을 거의 수반하지 않는 쌍정유기소성강의 파괴 거동은 응력삼축비 및 유효변형량의 국부적 절대값보다는 시편 형상에 따른 이들의 분포, 즉 구배에 의해 더 큰 영향을 받는다는 것을 알 수 있다. 즉 응력삼축비 및 유효변형량의 구배가 심할수록 파괴 모드는 등축 dimple 파괴, void sheet 파괴, 준벽개파괴로 천이 거동을 보인다.

감사의 글

This research was supported by Basic Science Research Program through the National Research Foundation of Korea funded by the Ministry of Education (Grant No. 2021R111A3051072) and by the research fund of Hanbat National University in 2020.

REFERENCES

1. B. C. De Cooman, Y. Estrin, S. K. Kim, *Acta Mater.* **142**, 283 (2018).
2. W. Bleck, *Int. J. Miner. Metall. Mater.* **28**, 782 (2021).
3. T. S. Shun, C. Wan, J. Byrne, *Scr. Metall. Mater.* **25**, 1769 (1991).

4. J. E. Jin, Y. K. Lee, *Acta Mater.* **60**, 1680 (2012).
5. K. Chung, K. Ahn, D. H. Yoo, K. H. Chung, M. H. Seo, S. H. Park, *Int. J. Plasticity*, **27**, 52 (2011).
6. Z. C. Luo, M. X. Huang, *Steel Res. Int.* **89**, 1700433 (2018).
7. L. Chen, H. S. Kim, S. K. Kim, B. C. De Cooman, *ISIJ Int.* **47**, 1804 (2007).
8. G. Scavino, F. D'Aiuto, P. Matteis, P. R. Spina, D. Firrao, *Metall. Mater. Trans. A.* **41**, 1493 (2010).
9. H. Y. Yu, S. M. Lee, J. H. Nam, S. J. Lee, D. Fabrègue, M. H. Park, N. Tsuji, Y. K. Lee, *Acta Mater.* **131**, 435 (2017).
10. M. Madivala, A. Schwedt, U. Prahl, W. Bleck, *Metals*. **9**, 367 (2019).
11. X. Fang, L. Zhang, W. Liu, K. Shu, Y. Fang, Y. Zeng, L. Mang, J. Liu, *Mater. Res. Lett.* **2**, 204 (2014).
12. D. Fabrègue, C. Landron, O. Bouaziz, E. Maire, *Mater. Sci. Eng. A.* **579**, 92 (2013).
13. F. A. McClintock, *J. Appl. Mech.* **35**, 363 (1968).
14. J. R. Rice, D. M. Tracy, *J. Mech. Phys. Solids.* **17**, 201 (1969).
15. J. Lorthios, F. Nguyen, A. F. Gourgues, T. F. Morgeneyer, P. Cugy, *Scr. Mater.* **63**, 1220 (2010).
16. J. Lorthios, M. Maziere, X. Lemoine, P. Cugy, J. Besson, A. F. Gourgues, *Int. J. Mech. Sci.* **101-102**, 99 (2015).
17. C. L. Yang, Z. J. Zhang, P. Zhang, Z. F. Zhang, *Acta Mater.* **136**, 1 (2017).
18. D. Fabrègue, C. Landron, O. Bouaziz, E. Maire, *Steel Res. Int.* **86**, 1197 (2015).
19. Y. Huang, *J. Appl. Mech.* **58**, 1084 (1991).
20. P. W. Bridgman, *Studies in large Plastic Flow and Fracture*, Cambridge, Harvard University Press (1964).
21. L. Xe, F. Barlat, M. G. Lee, *Scr. Mater.* **66**, 1012 (2012).
22. M. Faccoli, G. Cornacchia, M. Gelfi, P. R. Roberti, *Eng. Frac. Mech.* **127**, 181 (2014).
23. N. Habibi, A. Z. Hanzaki, H. R. Abedi, *J. Mater. Proc. Tech.* **224**, 102 (2015).
24. J. I. Yoon, J. Jung, H. H. Lee, G. S. Kim, H. S. Kim, *Met. Mater. Int.* **22**, 1009 (2016).
25. J. Park, Y. Jeong, *Korean J. Met. Mater.* **60**, 607 (2022).
26. Z. C. Luo, R. D. Liu, X. Wang, M. X. Huang, *Acta Mater.* **150**, 59 (2018).
27. S. I. Baik, T. Y. Ahn, W. P. Hong, Y. S. Jung, Y. K. Lee, Y. W. Kim, *Scr. Mater.* **100**, 32 (2015).
28. D. Anderson, S. Winkler, A. Bardelcik, M. J. Worswick, *Mater. Des.* **60**, 198 (2014).
29. T. B. Cox, J. R. Low Jr, *Metall. Trans.* **5**, 1457 (1974).
30. Y. Bao, T. Wierzbicki, *Int. J. Mech. Sci.* **4**, 81 (2004).
31. M. Brünig, S. Gerke, V. Hagenbrock, *Int. J. Plast.* **50**, 49 (2013).