

다공성 소결 순 Al에서 인장연성 변화에 관한 연구

정재영^{1, #}

A Study on the Variation of Tensile Ductility in Porous Sintered Pure Aluminum

J.Y. Jung

(Received October 16, 2017 / Revised January 2, 2018 / Accepted January 29, 2018)

Abstract

An analytical solution for the tensile ductility in porous ductile materials was derived based on an Irwin's approach of the elastic-plastic deformation in fracture mechanics. This was in good agreement with the experimental results of a tensile ductility in a sintered pure Al, and could solve the discrepancies in the Brown and Embury, or the McClintock models. This model was also offered as an advanced analytical solution considering the effect of stress triaxiality of pore tip in addition to pore interactions, material properties of matrix, and local deformation effect around pore. The evaluation of an analytical solution in the sintered pure Al powder compacts showed that the tensile ductility depends not only on the volume fraction of pores, but also on the pore size and on the mechanical properties of the matrix. The tensile ductility of the sintered pure Al compacts decreased rapidly with the increasing of a pore volume fraction, despite of the excellent tensile ductility of the matrix. This significant decrease in the tensile ductility was mainly attributed to the low yield strength of the matrix and small pore size. Particularly, the effects of the large radius and high volume fraction of the pore on the tensile ductility in Al-Form, were thus reasonably predicted by this analytical equation.

Keywords: Theory and modeling, Porous materials, Tensile ductility, Sintered pure aluminum, Powder metallurgy processing

1. 서론

일반적으로 연성파괴는 일련의 기공의 핵생성, 성장 그리고 합체과정을 거쳐 발생한다. 기공의 핵생성은 계면분리나 입자 균열에 의해 형성되고 특정한 소성변형률에 도달하면 일어난다. 그 때 기공은 성장하기 시작하고, 기공은 기공간의 합체 기준이 만족될 때까지 성장하며 비로소 재료는 파단된다.

기공 핵생성을 위한 소성 변형률은 매우 취약한 기지/개재물 계면이나 취약하고 조대한 2상입자에서 발생하고, 그러나 다공성 재료에서는 무시할 수 있다. 따라서 본 연구는 기공 핵생성에 대해서는 언급하지 않을 것이다. 이것은 기공 핵생성을 위해 필요한 변형률이 다공성 재질에 있어서는 영이기 때문이다.

다공성 재질의 해석에는 크게 두가지 이론인 Brown-Embury와 McClintock 모델이 있다[1,2].

1. 경북대학교 자동차부품연구소

Corresponding Author : Automobile Parts & Materials Research Center, Kyungpook National University, 80 Daehak-ro, Buk-Gu, Daegu, 41566, Korea, E-mail: jaeyjung7@gmail.com

이외에 수치해석에 대한 모델들이 많이 있지만, 본 논문에서는 해석해에 대한 모델을 주로 다루고자 한다. 소위 Brown-Embury의 기공 합체 기준[1]은 완전 소성체라는 가정하에 미소역학적인 관점에서 유도되었다는 점이다. 일부 이론 검증에 있어서는 Brown-Embury의 모델이 기공합체의 기준만을 제공하는 것은 맞지만, 이 때 얻어지는 파괴연신률은 기공 성장을 내포하고 있다고 봐야 한다[3-5]. 여기서 기공 합체는 기공의 길이가 두 기공의 중심간의 거리와 같을 때 시작된다. Brown-Embury 모델에 따라 다공성 재료의 파괴 변형률은 다음과 같이 네킹부에서 측정가능한 단면수축률에 의해 진 변형률로서 식(1)에 의해 주어진다.

$$\varepsilon_f^p = \ln \left[\sqrt{\frac{\pi}{6f_p}} - \sqrt{\frac{2}{3}} \right] \quad (1)$$

단, f_p 는 기공의 체적분률이다. 식(1)로부터 다공성 재료의 파괴 변형률은 임계 체적분률($f_p = 0.159$)에서 영이 된다. 이 결과는 $f_p = 0.4-0.6$ 에서조차도 비록 작은 값이지만 많은 연구에서 일정크기의 파괴 변형률을 나타내는 사실과는 상반되는 결과이다[1,6]. 이러한 불일치의 주요 원인은 Brown-Embury가 제안한 모델의 가정에서 기공(pore)이 인장시에 기지와 함께 균일하게 변형된다는 가정에서 유발된다고 판단된다. 또 다른 기공 합체발생의 기준을 적용한 해석해 모델인 McClintock 식이다[2].

$$\varepsilon_f^p = \frac{(1-n)\ln(\lambda_p / 2r_p)}{\sinh[(1-n) \cdot \sqrt{3}/2]} \quad (2)$$

단 n 은 기지의 가공경화지수이고 λ_p 는 기공간 간격 및 $2r_p$ 는 기공 직경이다. 일반적으로 파괴 진 변형률에 대하여 McClintock 모델에 의해 예측된 값은 Brown-Embury 모델보다도 실제 시험치와는 현저한 과대평가를 초래한다는 사실이다. 이는 McClintock 모델이 기공 성장속도나 기공 체적분률이 임계치에 도달하는 경우에 기공 합체기준을 만족한다는 상당한 타당성에도 불구하고 실험결과와는 큰 차이를 나타낸다. 특히 McClintock의 모델은 식(2)에 보듯이 기지금속의 기계적 특성을 표현하는 인자인 가공경

화지수, n 과 기공 체적분률 및 크기를 모두 고려함에도 불구하고 실험치와 매우 큰 차이를 보이는 것은 의외의 결과이다.

그러므로, 본 연구의 목적은 Brown-Embury 모델이나 McClintock 모델에는 고려하지 않은 기공 주위의 국부변형 등 다양한 효과를 이론식에 고려함으로써 보다 실제 변형 현상에 적합한 새로운 해석해를 제시하고 이를 이용하여 다공성 소결 순 AI에 적용성 평가를 하고자 한다. 그리고 본 연구에서는 새로운 모델의 대상 소재 차이에 따른 모델 적용 타당성을 고찰하였다. 특히 본 연구는 기공 체적분률이 높은 순 AI-Form에 대한 인장 연성에 대해 본 모델의 적용성도 함께 평가하였다.

2. 이론적 방법

균열은 기지/개재물 계면이 매우 약하거나 조대한 제 2 상입자가 취약한 경우에 소성변형의 매우 초기에 잘 발달한다. 이 사실은 SiC 또는 Si 입자 강화 AI 합금에서 소성 변형에 따른 계면분리나 입자 파괴에 관찰결과에 의해 증명되어있다[6]. 또한 다공성 재료는 본 재질내에 균열로써 기공들이 고유하게 포함되어 있다. 순차적인 변형 동안 기공 선단에서 국부적인 소성변형이 발달될 것이다. 이들 기공들이 인접한 두 기공간의 거리가 소성역 크기와 같을 때 성장하게 되고 파괴조건은 다음과 같이 주어진다.

$$2x_p^* = \lambda_p, \quad (3)$$

단, x_p^* 는 다공성 재료의 임계 소성역 크기이고 λ_p 는 평면에서의 인접한 기공에서 기공간 간격이다. 입자간 간격에 대한 금속조직학적인 표현으로부터 식(3)은 다음과 같이 다시 쓸 수 있다[7].

$$2x_p^* = r_p \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3f_p}} - \frac{\pi}{2} \right), \quad (4)$$

단, r_p 는 기공의 평균반경이다. 주어진 기공반경 r_p 에서 CTOD(crack tip opening displacement)는 다음과 같이 주어진다.

$$\delta(r_p) = 2\rho\varepsilon(r_p). \quad (5)$$

단 ρ 는 균열선단의 반경이고 $\varepsilon(r_p)$ 는 균열선단에 인접한 변형률이다. 불안정한 파괴는 균열선단에 인접한 시편의 변형률이 시편의 인장연성까지 축적되었을 때 일어난다. 즉 다시 말하면 $\varepsilon(r_p) = \varepsilon_f^p$. 불안정 성시에 $\delta(r_p)$ 는 임계값, $\delta^*(r_p)$ 에 도달한다.

$$\delta^*(r_p) = 2\rho\varepsilon_f^p. \quad (6)$$

또한 우리는 CTOD와 소성역 크기와 의 상관관계를 알아야 한다. 평면응력 인장부하조건하에서 길이가 $2r_p$ 인 균열근처에 대한 탄-소성변형의 Irwin's approach에서 또한 소성역크기 x_p 는 식(7)와 같이 주어진다[8].

$$\delta(r_p) = \frac{8\sigma_y^p x_p}{E_p}, \quad (7)$$

단 σ_y^p 와 E_p 는 각각 주어진 기공분률을 갖는 다공성 재료의 항복강도와 탄성률이다. 기공분률에 따른 항복강도와 탄성률의 변화[9,10]가 일반적으로 같은 의존성을 갖기 때문에 식(7)은 다음과 같이 재구성할 수 있다.

$$\delta(r_p) = \frac{8\sigma_y^m x_p}{E_m}, \quad (8)$$

단 σ_y^m 와 E_m 는 각각 기지의 항복강도와 탄성률이다. 재료의 파괴는 $\delta(r_p)$ 가 임계값인 $\delta^*(r_p)$ 에 도달할 때 일어나고 $x_p = x_p^*$. 식(6)와 (8)으로부터, 파괴시에 소성역의 크기 x_p^* 는 다음과 같이 주어진다.

$$x_p^* = \left(\frac{2\rho\varepsilon_f^p E_m}{8\sigma_y^m} \right). \quad (9)$$

그 때 식(4)와 (9)로부터 파괴 진변형률은 다음과 같이 주어진다.

$$\varepsilon_f^p = \frac{2\sigma_y^m r_p}{\rho E_m} \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3f_p}} - \frac{\pi}{2} \right). \quad (10)$$

그러므로 식(10)는 파괴 진변형률이 기공분률 뿐만 아니라 기공의 크기 그리고 기지조직의 기계적 특성에 의존한다는 사실을 보여준다. 이 결과는 파괴 진변형률이 단순히 기공분률에 의존한다는 Brown-Embury의 모델과는 다른 것이다. 이 모델에서 다공

성 재료의 파괴 진변형률은 $f_p = 0.849$ 에서 0이 된다는 사실을 보여준다. 이 값은 다공성 재료에서 contiguity가 0이 되는 기공분률과도 잘 일치한다[6,7].

반면에 Brown-Embury 모델에서는 $f_p = 0.159$ 이 될 때 파괴 진변형률이 0이 된다. 그러나 일반적으로 연성이 0이 되는 것은 이론적인 값(~ 0.849)보다 낮은 기공분률에서 관찰된다. 이 결과는 기공분률이 증가함에 따라 기공의 aspect ratio가 증가하기 때문으로 추정된다. 기공의 aspect ratio 증가는 주어진 기공분률에서 기공간 간격을 감소시키는 역할을 하기 때문으로 판단된다.

균열선단반경의 결정은 하기와 같이 결정될 수 있다. 만일 다공성 재료와 기지상에서 균열선단반경이 주어진 재료에서 같다고 가정한다면, 식(10)의 균열선단 반경은 기지 상의 값으로 대체할 수 있다. 기지의 CTOD $\delta(r)$ 는 탄-소성변형의 Irwin's approach에 의해 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$\delta(r) = \frac{4K_I^2}{\pi E_m \sigma_y^m} = 2\rho\varepsilon(r), \quad (11)$$

단 r 은 균열의 반경이고 K_I 는 모드I에서 stress intensity factor이다. 식(11)으로부터 균열선단 반경은 다음과 같다.

$$\rho = \frac{2K_I^2}{\pi \sigma_y^m E_m \varepsilon(r)}. \quad (12)$$

균열선단반경 ρ 는 균열성장의 초기에서 값으로 선택되어야 한다. 그러므로 K_I 값은 $K_{min}/K_{max} = 0$ 에서 기지의 유효near threshold stress intensity range로 선택되어야 한다. 피로균열성장의 초기에, $\varepsilon(r)$ 은 ε_f^m 과 같다. 그러므로 식(12)은 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$\rho = \frac{2[\Delta K_{th,eff}(R=0)]^2}{\pi \sigma_y^m E_m \varepsilon_f^m}, \quad (13)$$

단 ε_f^m 와 R 은 각각 기지의 파괴 진변형률이고 하중비이다. $\Delta K_{th,eff}(R=0)$ 은 $R=0$ 에서 기지의 effective near threshold stress intensity range이다. $\Delta K_{th,eff}$ 는 ΔK_{max} 에서 crack closure effect(K_{cl} or K_{op})를 제외한 값이다. 그리고 그 때 식(10)와 (13)로부터 파괴 진변형률은 다음과 같이 주어진다.

$$\varepsilon_f^p = \frac{\pi[\sigma_y^m]^2 r_p \varepsilon_f^m}{[\Delta K_{th,eff}(R=0)]^2} \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3f_p}} - \frac{\pi}{2} \right). \quad (14)$$

3. 이론 적용 결과 및 고찰

3.1 기존 해석해의 한계

먼저 인장파괴의 3 단계(핵생성, 성장, 합체)를 기본적으로 설명하고자 한다. 기공의 핵 생성은 광범위하게 연구되었으며 매우 잘 이해되어 있다. 기공 발생기구는 재료의 개재물에서 발생하며 주로 개재물 내 또는 주위의 국소 응력 상태에 의해 영향을 받는 것으로 알려져 있다. 그러나 국부적인 재료 특성을 얻는 데 어려움이 있지만, 실험 데이터는 여전히 드물다.

또한 대부분 인장연성의 실험 및 모델링 연구는 기공 성장이 응력 삼축성에 의해 크게 영향을 받는다는 동일한 결론을 내리고 있다. 그리고 Rice-Tracey 모델과 Gurson 모델은 문헌에서 널리 인용되는 두 가지 기공 성장 모델이다[11,12].

반면에 기공 합체의 실험적인 관찰은 정량적이고 재현 가능한 정보를 추출하기에는 문헌이 많이 부족하다. 그리고 기공 합체는 다양한 이론을 적용하여 문헌에서 광범위하게 모델링이 이루어져 왔지만 실험 데이터가 드물기 때문에 기공 합체에 영향을 미치는 매개 변수의 효과는 실험적으로 검증되지 않은 것이 현실이다.

따라서 McClintock 과 Brown-Embury 의 모델들은 해석해에 속하고 기공의 성장과 합체에 대해 일괄적으로 반영된 모델로 보인다. 다시 말해서, 기공 성장에 대한 구체적인 설명이나 기구가 반영되어 있지 않지만, 최종 파괴에 대한 기준을 마련함으로써 성장과 합체에 대한 연성을 예측한다고 볼 수 있다. McClintock 은 viscous 물질내 원통형 기공의 성장과 충돌에 의한 기공 합체기준을 개발하여 완전 소성체에 적용했다. 그는 완전 소성체에서 파단 변형이 정수압 인장력에 강한 역 의존성이 있음을 발견했다. 이 이론은 기공의 성장과 충돌에 의한 연성 파괴에 대한 이방성 및 가공 경화의 효과를 표현한다. 그러나 이 이론은 완전 소성체에 한정하였고 기공간의 상호 작용과 국부변형 과정이 고려되지 않았기 때문에 서론에서 언급한 바와 같이 재료의 세세한 특성을 잘 반영했음에도 불구하고 파괴 변형 거동을 과대 평가하는 것으로 판단된다.

반면에 Brown-Embury 는 기공 크기와 간격에 기반한 기공 합체에 대한 기하학적 모델을 제안했다. 이 모델은 기공 크기가 기공간 간격과 같을 때 45°

각도에서 전단 밴드가 형성되어 합체가 발생한다고 규정하고 있다. 부피 분율이 f_p 인 구형 입자의 평균 평면 간격에 대해 식(1)과 같이 표현된다. 그러나 이 모델은 재료의 특성이 전혀 반영되어 있지 않고 단지 기공의 규칙적인 배열에 의한 기하학적 특성을 고려한다.

Fig.1(a)은 본 모델의 기반이 되는 기공 선단의 탄소소성 변형에 대한 모식도이다. 그리고 최근에 in-situ SEM으로 인공적으로 만든 기공주변의 변형 거동을 실시간으로 관찰한 Weck-Wilkinson의 실험 결과를 Fig.1(b)에 함께 나타낸 것이다[13]. 이를 비교해보면 최근의 실험에서 얻어진 기공 성장과 합체가 본 모델이 제안한 이론적인 배경과 매우 잘 일치함을 알 수 있다.

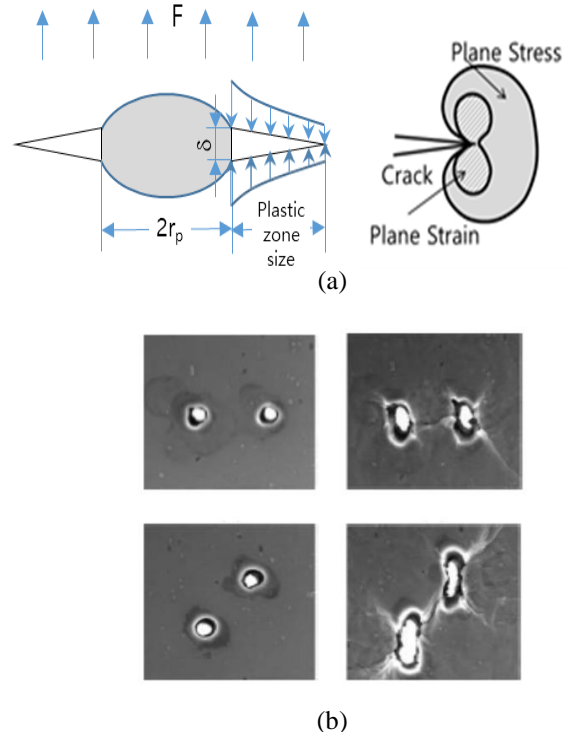


Fig. 1 Schematic diagram for pore growth and local deformation in this model (a) and in-situ SEM observations(b) of pore deformation of an Al 5052 alloy [15].

따라서 본 연구의 새로운 해석해는 상기에 언급한 두가지 모델에는 부족한 기공간의 상호작용, 재료 물성, 기공 주위의 국부변형 효과에 덧붙여 stress triaxiality 효과에 대한 점도 고려된 가장 진보된 해석해이다. 본 해석해의 기본적인 변형 모식도

는 Dugdale 모델에 근거하며, 평면 응력 인장부하하의 기공 주위의 탄.소성 변형 환경을 적용한 모델이다.

3.2 순 Al 소결체의 연성예측

그러므로 Jung 이 제안한 모델[14,15]은 파괴역학에서 탄-소성변형의 Irwin 의 접근법을 기초로 하여 다공질 금속의 인장연성을 예측하는 해석학적 해를 제안하였고 본 연구에서는 해석학적 해가 도출되는 이론식들에 한해 순 Al 다공성 소결체에 대한 모델 적용 타당성을 평가하였다. 그러므로, Jung 이 제안한 모델의 적용타당성을 검증하기 위하여, 기공의 체적분률에 따른 다양한 특성을 계통적으로 측정한 실험결과들이 필요하다.

먼저 다공성 소결 순 Al 에 대한 대부분의 실험자료는 engineering strain 으로 보고되어 있다. 그러므로 engineering strain 은 인장연신률과 단면수축률을 함께 보고한 논문자료를 바탕으로 경험식화하여 하기와 같이 나타내었다.

$$R.A.(%) = 1.08*(El.%) + 0.0033*(El.%)^2 \quad (15)$$

Fig.2는 분말야금공정에 의해 준비된 여러가지 순 Al을 이용하여 기공분률에 따른 인장연성의 변화를 나타낸 것이다[16-21]. ΔK_{th} 는 순 Al에서 2.2MPa \sqrt{m} 로 보고되고 있다[22]. 다른 고강도 2XXX, 7XXX Al합금의 ΔK_{th} 도 대략 1.6-3.2MPa \sqrt{m} 범위내에 있다[23]. 여기서, $\Delta K_{th,eff}$ 는 K_{max} 에서 균열의 closure나 opening 효과를 뺀 값을 사용하여야 하나 실제로 보고된 값이 없어서 일반적인 ΔK_{th} 값을 사용하였다. 실제로 ΔK_{th} 는 $\Delta K_{th,eff}$ 보다 약간 작은 값을 갖는다[24]. 순 Al의 항복강도는 ~55MPa, 탄성률은 ~68.3GPa, 파괴인장 진변형률은 ~2.12[16-21,25]이다. 그 때 균열선단반경은 각각 $\rho \cong 0.387\mu m$ 로 계산되었다. 본 연구에 사용된 다공성 재질의 기공 평균반경은 약 2-10 μm 범위인 것으로 측정되었다[16-21].

식(14)을 이용한 기공분률에 따른 인장연성의 변화는 Fig.2에서 주어진 기공반경에 따라 여러가지 선에 의해 보여준다. 다양한 금속학적인 변수를 고려한 인장연성에 대한 새로운 해석해로 예측된 값들이 실험결과와 비교적 잘 일치함을 알 수 있다.

본 연구결과는 앞서 인장연성에 대한 모델을 STS 304, STS 316, 다공성 순철 소결체에 적용한 결과

[14,15]에 비해 기공분률에 따른 인장연성의 감소가 매우 급격하다. 이와 관련된 원인은 순 Al의 낮은 항복강도에 의한 것으로 파악된다. 그 이유는 식(14)

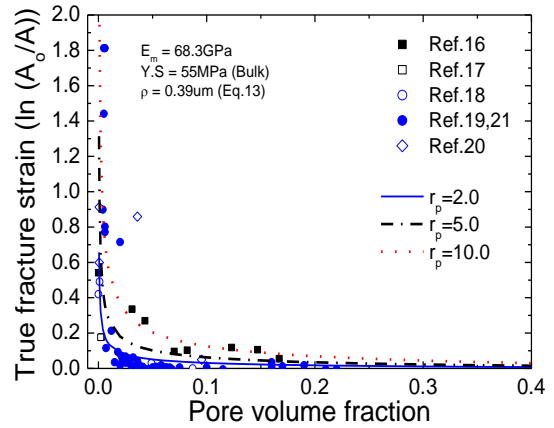


Fig. 2 Variation of tensile ductility as a function of pore volume fraction in sintered pure Al powder compacts.

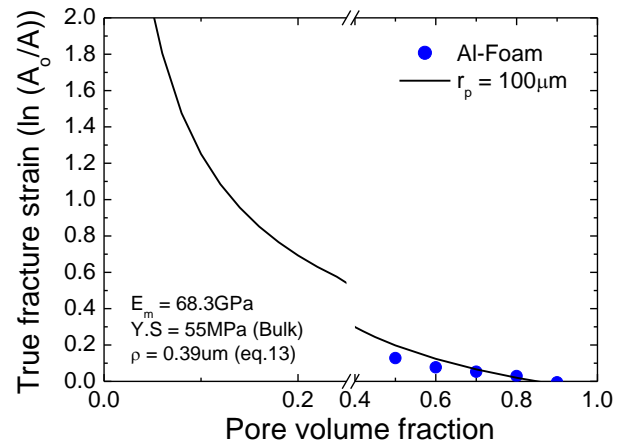


Fig. 3 Variation of tensile ductility as a function of pore volume fraction in an Al-foam.

에서 예측하는 인장연성이 기지의 제곱에 비례하기 때문으로 추정된다.

특히 Fig.2에서 참고문헌[16]의 MIM으로 제조한 시편의 기공 직경은 약 15-25 μm 수준에 가깝고 참고문헌[17-19,21]의 spark plasma 소결법이나 microwave 합성법으로 제조된 경우에는 수 μm 정도로 미세한 기공들이 존재한다. 그러므로 Fig.2의 기공 체적분률에 따른 인장연성의 급격한 변화는 순 Al의 낮은 항복강도와 작은 기공 크기에 기인하는 것으로 판단된다.

3.3 Al-Foam 에 적용한 연성의 예측

실제로 Al-Foam 을 이용한 인장연성 측정결과에서는 실제 기공의 평균 직경은 200-2,000 μm 수준이다 [26]. 본 이론식에서 예측한 기공 반경의 증가는 다른 소재인 순철의 경우에 적용한 결과[15]를 보면 인장연성을 증가시키는 역할을 담당한다. 실질적으로 참고문헌[26]에서도 주어진 기공분률에서 기공반경이 증가함에 따라 압축 연신률이 증가하는 것으로 측정되었다. 따라서 본 연구에서는 Al-Foam 소재를 인장시험한 연구결과[27]를 토대로 본 모델을 적용해보면 Fig.3 과 같이 상당한 일치를 볼 수 있었다. 이러한 경향은 일반적인 Al 소결체의 기공 반경이 2-10 μm 수준인 반면에 Al-Foam 의 경우에는 여러 보고에서 알 수 있듯이 수백 μm 에 이르므로 본 모델이 예측하는 것처럼 인장연성이 월등히 높아야 한다. 실제로 본 모델의 적용시 Al-Foam 의 경우, 일반 Al 소결체에 비해 10-40 배정도의 인장연성 증가를 잘 예측하고 있다.

4. 결 론

최근 다공성 연성 재료에서 인장연성의 해석해적인 예측모델이 파괴역학에서 탄-소성변형의 Irwin 의 접근법에 기초하여 유도되었다. 본 모델은 소결된 순 Al 에 대한 실험결과와 잘 일치하며, Brown-Embury 모델이나 McClintok 모델에서 나타나는 불일치를 해결할 수 있었다. 그리고 본 연구의 모델은 기공간의 상호작용, 기지의 재료 물성, 기공 주위의 국부변형 효과에 덧붙여 기공 선단의 stress triaxiality 효과도 모두 고려된 가장 진보된 해석해로 판단된다.

순 Al 소결체에 본 모델의 적용성 평가는 인장연성이 기공의 체적분률 뿐만 아니라 기공의 크기와 기지의 기계적 특성에도 의존한다는 사실을 보여주고 있다. 순 Al 소결체의 연성은 기지의 우수한 인장연성에도 불구하고, 기공 체적분률 증가에 따라 크게 감소하였다. 이런 인장연성이 크게 감소하는 현상은 주로 기지의 낮은 항복강도에 기인하는 것으로 평가되었다.

특히 Al-Foam에 대해서도 본 모델이 상당한 일치를 보이고 매우 큰 기공 크기와 높은 기공 체적분률에 대한 효과가 본 해석해로 잘 예측되었다.

후 기

본 연구는 산업통상자원부 (과제번호 10063143)의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

- [1] L.M.Brown and J.D.Embury, 1973, The Initiation and Growth of Voids at Second-Phase Particles, Proceedings of 3rd International Conference on Strength of Metals and Alloys, Inst. of Metals and Iron & Steel Institute, London, pp.164-169.
- [2] F.A.McClintock, 1968, A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, J. Appl. Mech., 35, pp.363-371
- [3] Tvergaard, V., 1990, Material Failure by Void Growth to Coalescence, Advances in Applied Mechanics, 27, pp.83-151
- [4] J.Besson, 2010, Continuum Models of Ductile Fracture: a Review, Int. J. Damage Mech., 19, pp.3-52
- [5] A.Benzerga and J.-B.Leblood, 2010, Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence, Advances in Applied Mechanics, 44, pp.169-305
- [6] E.Maire, C.Verdu, G.Lormand, and R.Fougères, 1995, Study of the Damage Mechanisms in an OSPREY TM Al Alloy-SiC_p Composite by Scanning Electron Microscope in-situ Tensile Tests, Mater. Sci. & Eng. A, Vol.196, pp.135-144
- [7] A.J.Ardell, 1985, Precipitation Hardening, Metall. Trans.A, Vo.16 No.12, pp.2131-2165
- [8] T.L.Anderson, 1995, Fracture Mechanics—Fundamentals and Applications, 2nd Ed., CRC Press, p.118.
- [9] Z.Fan, A.P.Miodownik, 1993, The Deformation Behavior of Alloys comprising Two Ductile Phases—I. Deformation Theory, Acta Metall. Mater., Vol.41, pp.2403-2413.
- [10] Z.Fan, 1996, A Microstructural Approach to the Effective Transport Properties of Multiphase Composites, Philosophical Magazine A, Vol.73 No.6, pp.1663-1684
- [11] J.R.Rice, D.M.Tracey, 1969, On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields, J.

- Mech. Phys. Solids, Vol.17, pp.201-217
- [12] A.L.Gurson, 1977, Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I – Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, ASME J of Eng. Mat & Tech 99, pp.2-15.
- [13] A.Weck, D.Wilkinson, 2008, Experimental Investigation of Void Coalescence in Metallic Sheets containing Laser Drilled Holes, Acta Materialia, Vol 56, pp.1774-1784
- [14] J.Y.Jung, 2002, Prediction of Tensile Ductility in Porous Materials, Phil. Mag. A, Vol .82 No.11, pp.2263-2268
- [15] Jae-Young Jung and Ho-Sang Sohn, 2018, A Study on the Variation of Tensile Ductility in Porous Sintered Iron, KJMM, Vol.56, pp.34-39.
- [16] K.Katou and A.Matsumoto, 2016, Application of Metal Injection Molding to Al Powders, J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, Vol.63, No.7, pp.467-472
- [17] W.W.L.Eugene, 2007, Development of Advanced Materials Using Microwaves, National University of Singapore, pp.74-92
- [18] G.A.Sweet, M.Brochu, R.L.Hexemer Jr., I.W.Donaldson, D.P.Bishop, 2014, Microstructure and Mechanical Properties of Air Atomized Aluminum Powder Consolidated via Spark Plasma Sintering, Materials Science Engineering A, 608, pp.273-282
- [19] G.Xie, O.Ohashi, T.Yoshioka, M.Song, K.Mitsuishi, H.Yasuda, K.Furuya, and T.Noda, 2001, Effect of Interface Behaviors between Particles on Properties of Pure Al Powder Compacts by Spark Plasma Sintering, Mater. Trans. A, Vol.42 No.9, pp.1846-1849.
- [20] Treatise on Powder Metallurgy, 1950, Claus G. Goetzcl(ed.), Vol.2, Applied and Physical Powder Metallurgy, pp.491
- [21] G.Xie, O.Ohashi, K.Chiba, N.Yamaguchi, M.Song, K.Furuya, T.Noda, 2003, Frequency Effect on Pulse Electric Current Sintering Process of Pure Aluminum Powder, Materials Science and Engineering A, No359, pp.384-390
- [22] K.Shimizu, Yu Kato, and F.Sakata, 2016, Development of K-decreasing Test Method of the Metal Film by Displacement Constraint along the Elliptical through Hole-Edge, Bulletin of the JSME Mech. Eng. J., Vol.3, No.6, pp.1-11
- [23] A.K.Vasudévan and S.Suresh, 1982, Influence of Corrosion Deposits on Near-Threshold Fatigue Crack Growth Behavior in 2XXX and 7XXX Series Aluminum Alloys, Metall. Trans. A, Vol.13, pp.2271-2280
- [24] José A.F.O. Correia, Abílio M.P.De Jesus, Pedro M.G.P. Moreira, and Paulo J.S. Tavares, 2016, Crack Closure Effects on Fatigue Crack Propagation Rates: Application of a Proposed Theoretical Model, Advances in Materials Science and Engineering, Vol.2016, Article ID 3026745, p. 11.
- [25] Atlas of Stress-strain Curves, 2002, 2nd Edition, Charles Moosbrugger(ed.), ASM International, Materials Park, OH, pp.300
- [26] J.Bin, W.Zejun, and Z.Naiqin, 2007, Effect of Pore Size and Relative Density on the Mechanical Properties of Open Cell Aluminum Foams, Scripta Materialia No.56, pp.169-172
- [27] H.Fusheng and Z.Zhengang, 1999, The Mechanical Behavior of Foamed Aluminum, J. Mater. Sci., No. 34, pp.291-299