<학술논문> DOI http://dx.doi.org/10.3795/KSME-A.2014.38.3.275 ISSN 1226-4873(Print)
2288-5226(Online)

전위 펀치 영역 모델링에 의한 입자 강화 금속지지 복합재의 입자 크기 의존 파손 해석

서 영 성*†
* 한남대학교 기계공학과

Particle Size-Dependent Failure Analysis of Particle-Reinforced Metal Matrix Composites using Dislocation Punched Zone Modeling

Yeong Sung Suh*†
* Dept. of Mechanical Engineering, Hannam Univ.

(Received August 23, 2013 ; Revised December 9, 2013 ; Accepted December 17, 2013)

Key Words: Particle-Reinforced Metal Matrix Composites (입자강화 금속 기지 복합재), Geometrically Necessary Dislocations(기하적 필수 전위), Punch Zone Modeling(펀치 영역 모델링), Length-Scale-Dependent Failure(길이 스케일 의존 파손), Finite-Element Methods(유한요소법)

초록: 입자강화 금속기지 복합재는 입자와 기지재간의 열팽창계수 차이와 탄소성 강성도의 차이에 따라 변형률 구배가 발생하고 이로 인한 기하적 필수 전위가 입자 주위에 형성됨에 따라 변형시 입자 크기 의존 길이 스케일에 의한 강화 효과를 가지고 있다. 본 연구에서는 유한요소법을 활용하여 복합재를 압밀 성형할 때 입자 주위에 펀칭되는 기하적 필수 전위에 의한 강도 증가를 입자 주위 영역에 부가시켜 입자 의존 길이 스케일이 복합재의 입자 경계 파손 및 기지재의 연성 파손에 미치는 영향을 살펴 보았다. 파손 거동은 입자의 크기와 체적비를 달리하고, 특히 분리 에너지와 강도 등의 경계 파손 물성값을 변화시켜가는 매개변수적 계산을 수행하여 관찰하였다. 두 개의 파손 모드는 서로 영향을 미치면서 입자 크기 의존 길이 스케일에 밀접하게 연관됨을 보였다. 즉 입자의 크기가 작은 경우에 입자의 크기가 큰 경우에 비하여 입자를 둘러싸고 있는 기하적 필수 전위가 상대적으로 더 집적됨으로 인해 입자경계와 기지재의 연성 파손에 의한 복합재의 파손 개시가 지연되고 파손이 진행되는 동안의 유동 응력 감소도 상대적으로 작은 것을 보였다.

Abstract: Particle-reinforced metal matrix composites exhibit a strengthening effect due to the particle size-dependent length scale that arises from the strain gradient, and thus from the geometrically necessary dislocations between the particles and matrix that result from their CTE(Coefficient of Thermal Expansion) and elastic-plastic mismatches. In this study, the influence of the size-dependent length scale on the particle-matrix interface failure and ductile failure in the matrix was examined using finite-element punch zone modeling whereby an augmented strength was assigned around the particle. The failure behavior was observed by a parametric study, while varying the interface failure properties such as the interface strength and debonding energy with different particle sizes and volume fractions. It is shown that the two failure modes (interface failure and ductile failure in the matrix) interact with each other and are closely related to the particle size-dependent length scale; in other words, the composite with the smaller particles, which is surrounded by a denser dislocation than that with the larger particles, retards the initiation and growth of the interface and matrix failures, and also leads to a smaller amount of decrease in the flow stress during failure.

- 기호설명 -

r : 금속기지 복합재 구형 입자의 반경
d : 금속기지 복합재 구형 입자의 직경
$\Delta\alpha$: 입자와 기지금속의 열팽창계수 차
ΔT : 복합재 제조시 압밀 후 냉각온도
b : 버거스(Burgers) 벡터
r_p : 펀칭된 구형 전위 영역의 크기

† Corresponding Author, suhy@hannam.kr
Ⓒ 2014 The Korean Society of Mechanical Engineers

G : 전단탄성계수
f : 금속기지 복합재 입자의 체적비
ε_p : 복합재의 유효 소성 변형률
ρ_G : 기하학적 필수 전위 밀도
α : 정규화된(normalized) 경계 강도
Φ : 경계 분리 에너지;
t_n^0, t_s^0 : 경계 파손 모델링에서 인장 및 전단 방향 최대 트랙션 (n:법선 방향, s: 접선 방향)
$\delta_n^0(\delta_s^0)$, $\delta_n^f(\delta_s^f)$: 경계 파손 모델링에서 각각 처음 파손이 일어나는 순간과 파손이 완료될 때의 유효 분리 값(effective separation) (n:법선 방향, s: 접선 방향)
ε_N : 연성 파손 모델링에서 생성 변형률의 정규분포 평균값
s_N : 연성 파손 모델링에서 생성 변형률의 정규분포 표준 편차

1. 서 론

미국이나 유럽 등지의 선진 자동차와 항공우주 산업계에서는 마이크로 크기의 강화 입자(Reinforced particle)와 금속 기지재를 혼합하여 높은 비강성도와 비강도를 갖는 복합재를 활용하여 부품 경량화를 추구하고 있다. 금속 기지 입자 강화 복합재는 강화 입자의 크기가 작아짐에 따라 강도의 크기가 증가하며, 입자 간의 거리에 따라 강도와 파손의 형태가 변화하는 길이 스케일을 가지고 있어 정확하고 체계적인 설계 강도의 예측이 어렵다. Arsenault and Shi,[1] Lloyd[2] 등 다수의 연구자들은 복합재를 가압 성형한 후 냉각을 할 때 입자와 기지재의 상이한 열팽창계수 때문에 빚어지는 잔류응력이 소성 풀림(Plastic relaxation)되면서 입자 주위에 펀칭(Punching)되는 전위 때문에 이러한 입자 크기 의존 길이 스케일이 발생하는 것을 관찰하였다.[1~3] 이 전위는 이미 형성된 통계적 축적 전위(Statistically stored dislocation, SSD)위에 추가적으로 형성되는 기하적 필수 전위(Geometrically necessary dislocation, GND)라 불린다.[4] 전통적인 소성이론만으로는 입자의 크기에 의존하는 강도 효과를 제대로 나타낼 수 없었는데, 이 기하적 필수 전위를 고려하면서, 미세 구조에서의 입자 크기에 의존하는 강화기구를 제대로 설명할 수 있게 되었다.

Suh 등[5]은, 전위역학 및 연속체 역학을 근간으로 하여 입자 주위에 펀칭되는 전위 영역의 크기를 계산하여 이를 축대칭 유한요소 단위 셀의 입자 주위에 할당함으로써 비교적 간편하고 정확하게 국부적인 입자 크기 의존 길이 스케일의 복합재 강도에 미치는 영향을 나타낼 수 있게 하였다. 여기서 전위 펀칭 영역(Punched zone)은 입자와 기지금속 간의 열팽창계수의 차이에 의한 기하학적 필수 전위가 생성되는 부분으로서, Shibata 등[6]이 제안한 펀칭 크기 계산 정식과 Dunand and Mortensen[7] 및 Suh 등[5]이 계산한 전위밀도 정식을 활용하여 이 부분의 유동응력을 정의한다. Suh and Kim[8]은 Suh 등[5]이 고려한 입자와 기지재 사이의 열팽창계수 차에 의하여 기지재에 펀칭되는 기하적 필수 전위에, 변형 중 입자와 기지재 사이의 탄소성 강성도 차로 인해 발생하는 변형률 구배 소성으로 인한 기하적 필수 전위를 추가적으로 고려하되, 두 종류의 기하적 필수 전위를 전위 소성 이론에 입각하여 강도로 환산한 후 계층적으로 입자 주위 유한요소 영역에 할당하여, 동일한 체적비에서 입자의 크기에 따라 변화하는 복합재의 파손 거동을 효과적으로 예측하였다. 이해를 돕고자, 상기 두 가지 기하적 필수 전위 생성을 고려하여 입자의 크기 의존 강화를 효과적으로 예측하기 위하여 Suh and Kim[8]이 제시한 계층적 축대칭 단위 셀 유한 요소 모델을 Fig. 1 에 보인다. 이들은 이 방법을 적용함으로써 입자의 크기 의존 길이 스케일은 복합재의 강도뿐만 아니라 파손에도 영향을 미침을 보였다. 즉, 입자와 기지재의 완전 결합된 경우에 비하여, 경계 파손, 기지재의 연성 파손이 조합되거나 독자적으로 적용되는 경우에

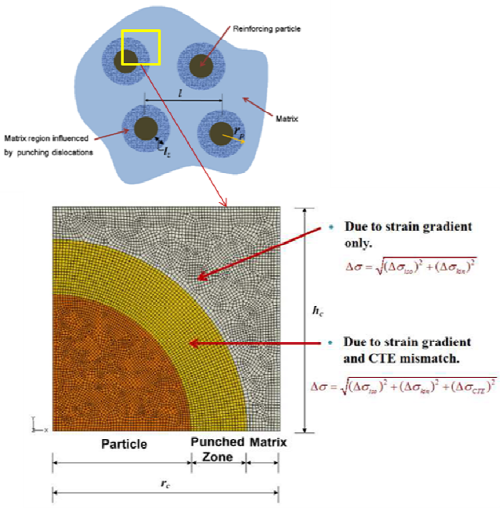

Fig. 1 Finite-element axisymmetric modeling of unit cell with dislocation punching zone around the particle[8]

강도가 상대적으로 다르게 저하되는 것을 관측하였으며, 특히 입자 경계 파손과 기지재 연성 파손이 동시에 일어나는 경우에 상호 작용에 의한 길이 효과의 영향이 가능함을 보였다. 본 연구에서는 Suh and Kim[8]이 제시한 방법을 활용하여 기지재의 연성파손 및 입자-기지재 경계 분리를 고려하되, 이를 더욱 확장하여 입자 경계의 성질이 다양하게 변화할 때의 입자 의존 길이 스케일이 파손에 미치는 영향을 정성적으로 검토하였다.

2. 구성식 및 모델링

2.1 펀치영역 모델링에 적용되는 강도 구성식

입자는 탄성으로 가정하였고, 이를 둘러싸고 있는 기지재는 등방성 탄소성 재료로 가정하였다. 금속 복합재의 압밀 후 급속 냉각시에 구형 입자와 기지금속의 열팽창계수 차이에 의하여 일어나는 전위 펀칭 영역의 크기, 구형 입자 주위로 펀칭 되는 각기둥(Prismatic) 전위의 수, 냉각 시 발생하는 전위 펀칭에 의한 기하적 필수전위로부터 강도를 계산하는 식들은 기존에 발표한 것들과 동일하게 사용하였다.[5,8] 편의상 주요 공식을 아래에 반복하여 수록한다.

Shibata 등[6]이 입자의 체적비를 고려하여 유도한 전위 펀칭 거리 r_p 는 다음과 같다.

$$r_p = r\left(\frac{B(1-2Pf)+\sqrt{B^2(1-2Pf)^2+16(\tau_y/G)PB}}{4(\tau_y/G)}\right)^{1/3} \tag{1}$$

여기서

$$B = r\left(\frac{(1+\nu)\left|\Delta\alpha\Delta T\right|}{(1-\nu)}\right) \tag{2}$$

이며, 또한

$$P = \frac{2(1-2\nu)(3\bar{\lambda}+2\bar{G})}{(1-\nu)\left[(1-f)(3\bar{\lambda}+2\bar{G})(\frac{1+\nu}{1-\nu})+3\left\{f(3\lambda^*+2G^*)+(1-f)(3\lambda+2G)\right\}\right]} \tag{3}$$

이다. 상기 식에서 r 은 입자의 반지름, f 는 입자의 체적비, τ_y 는 전단 항복 응력이며 $\Delta\alpha=\alpha_p-\alpha_m$, $\bar{\lambda}=\lambda^*-\lambda$, $\bar{G}=G^*-G$, 그리고 α_p, α_m, λ^*, λ, G^* 및 G 는 각각 입자와 기지재의 열팽창계수, 입자와 기지재의 라메(Lamé) 상수, 그리고 입자와 기지재의 전단탄성계수이다. ν 는 기지재의 푸아송비이며, ΔT 는 압밀 후 냉각온도의 변화 값이다. 구형 입자 주위로 펀칭되는 전위 밀도는 다음과 같이 계산한다.[8]

$$\rho_G = \frac{6r^2\Delta\alpha\Delta T}{b(r_p^3-r^3)} \tag{4}$$

여기서 b 는 버거스(Burgers) 벡터이다. 이것에 의하여 증가되는 강도는 다음과 같이 계산한다.

$$\sigma = \sigma_y + \Delta\sigma_{CTE} = \sigma_y + aGb\sqrt{\rho_G} \tag{5}$$

σ_y 는 기지재의 항복 응력이며, Hansen[9]이 알루미늄에 대하여 사용한 $a=1.25$ 를 사용하였다.
입자와 그것에 근접한 기지 금속에서 입자와 기지재 간의 소성 변형률 구배에 의하여 생성되는 기하적 필수변위에 의한 강도 증가는 다음과 같이 등방성 및 운동성 식으로 그 값을 근사적으로 예측할 수 있다.[10,11]

$$\Delta\sigma_{iso} = 0.4G\sqrt{\frac{f\varepsilon_p b}{2r}} \tag{7}$$

$$\Delta\sigma_{kin} = 2.0Gf\sqrt{\frac{\varepsilon_p b}{2r}} \tag{8}$$

여기서 ε_p 는 유효 소성 변형률이다. 전위 펀치영역에는 열팽창계수 및 소성 변형률 차에 의한 강도 증가가 동시에 일어나므로 다음과 같이 응력의 증가분을 고려하였다.

$$\Delta\sigma = \sqrt{(\Delta\sigma_{iso})^2+(\Delta\sigma_{kin})^2+(\Delta\sigma_{CTE})^2} \tag{9}$$

여기서 $\Delta\sigma_{CTE}$ 은 식 (5)의 두 번째 항이다. 전위 펀치 영역을 제외한 나머지 기지재 부분에는 다음과 같이 소성 변형률 차에 의한 강도 증가만을 할당하였다(Fig. 1 참조).

$$\Delta\sigma = \sqrt{(\Delta\sigma_{iso})^2+(\Delta\sigma_{kin})^2} \tag{10}$$

2.2 유한요소 모델링

앞 절에서 언급한대로 계산된 강도들은 Fig. 1에서 보는 바와 같이 계층적으로 할당하였다. 본 연구에서는 실제 재료의 거동 예측보다는 다양한 입자 경계 물성 값을 가정하여 가상실험을 하였으며, 파라메트릭 계산에 적용한 재료의 기본적 성질로는 Martin 등[16]이 만들어 실험했던, 평균 입자 직경 1.4 μm, 입자 체적비 17%의 SiC_p/Al2124-T4 복합재를 사용하였으며 그 값들은 Table 1 과 같다. Abaqus v. 6.9 를 활용한 유한요소 계산을 위

Table 1 Material property of SiC and Al 2124-T4

Material	E (GPa)	Poisson's ratio	CTE (1/ºC)	Yield strength (MPa)
SiC	427	0.17	4.3×10^{-6}	-
Al 2124-T4	75	0.33	2.32×10^{-5}	358

해서는 Suh and Kim[8]이 사용한 계층적 축 대칭 단위 셀로 모델링 하고 파손 거동의 전개를 관찰할 수 있도록 모델의 상부에서 인장 변위를 부가하였다(Fig. 1). 알루미늄 기지재의 버거스 벡터의 크기는 0.28 nm 으로 계산하였다.

기지재에 기공이 생성되고 성장, 병합하여 발생하는 연성 파손은 Abaqus 6.9[12]에 내장된 Modified Gurson Model[13~15]을 적용하였다. 입자와 기지재 사이의 경계 파손 모델링도 역시 Abaqus 6.9 에서 제공되는 선형 탄성 트랙션-분리 거동 옵션을 이용하였다. 이 옵션은 얇은 경계층을 사용하는 것이 아니며, 경계의 두께를 영으로 가정하고 접촉의 상호 성질을 이용한, 접촉 기반 분리(Surface-based decohesion)의 정의를 활용한다. 즉, 경계 손상이 일어나기 전에는 강체 경계로 가정하고, 접촉 응력이 가정한 최대 트랙션(인장 및 전단 방향으로 각각 t_n^0, t_s^0) 보다 커지게 되면 경계 손상이 일어나기 시작하고, 손상이 선형적으로 진행되어 분리(separation)가 일정 값(δ_n^f, δ_s^f)에 이르면 경계가 완전히 분리된다고 가정한다. $\delta_n^0(\delta_s^0)$, $\delta_n^f(\delta_s^f)$는 각각 법선(n)과 접선(s)방향으로 처음 파손이 일어나는 순간과 파손이 완료될 때의 유효 분리 값(effective separation)을 나타낸다. 본 계산에서는 $t_n^0 = t_s^0 = \sigma_{\max}$ (최대 강도), $\delta_n^0 = \delta_s^0 = 0$, $\delta_n^f = \delta_s^f = \delta_f$ (임계 분리 값; critical separation)로 가정하였다. 기타 연성 파손과 경계 파손 해석에 필요한 각종 계수나 상수는 Suh and Kim[8]이 적용한 수치를 사용하였다.

2.3 가상 실험 방법

Zhang 등[17]은 B_4C_p/Al6092 복합재의 입자 경계의 손상을 전산적 파라메트릭 방법으로 연구할 때, 네 가지의 정형적 경계물성값을 가정하였다. 본 연구에서도 이와 유사하게 Table 2 에 보인 바와 같이, 강하고 강인한(Strong and Tough, ST) 경계, 강하고 취성을 갖는(Strong and Brittle, SB) 경계, 약하고 강인한 경계(Weak and Tough, WT), 약하고 취성을 갖는(Weak and Brittle, WB) 경계 등 네 가지로

Table 2 Four canonical interfaces with different combination of the normalized interfacial strength(α) and the debonding energy(Φ)

Material	ST	SB	WT	WB
α [MPa] Normalized interfacial strength	2	2	0.5	0.5
δ_f [mm] Critical separation	0.5587	0.05587	2.2346	0.22346
Φ [J/m^2] Debonding energy	200	20	200	20

가정하여 복합재의 파손 거동을 관찰하였다. 이 때, 분리 에너지 및 정규화된 경계 강도 ($\alpha = \sigma_{\max}/\sigma_y$; σ_y 는 기지재의 초기 항복 강도)는 Suh and Kim[8]이 데이터 피팅을 통해 얻은 값을 참조하였다. 연성 파손에 관련된 상수는 변수로 적용하지 않았다. Suh and Kim[8]은 알루미늄 기지재의 연성파손을 예측하기 위하여 Zhou 등[13]이 알루미늄의 경우에 적용한 생성 변형률의 정규분포에서의 평균값을 ε_N = 0.3, 표준 편차를 s_N = 0.01 로 가정하여, SiC_p/Al2124-T4 복합재의 연성파손의 효과가 그리 크지 않았음을 보였다. 여기서는 입자 경계 분리와 연성 파손의 상호 작용을 관찰하기 위하여 연성 파손을 촉진시키도록 ε_N = 0.05 로 낮추어 가상적인 실험을 수행하였다.

3. 결 과

입자의 직경이 d = 1.4 μm 이며, 체적비가 f = 17% 일 때, Table 2 에 보인 바와 같이 경계의 다양한 물성값을 변화시키면서 경계 분리를 고려하지 않는 (Perfect Bonding, PB) 경우와 고려하는(Interface Decohesion, ID) 경우, 응력과 변형률 관계를 Fig. 2 에 보인다. 경계의 파손(분리)이 없다고 가정한 PB 의 경우에 비해서 강하고 강인한 ST(Strong and Tough) 경계는 변형률이 0.04 무렵에 이를 때 경계 분리로 인한 응력의 감소가 일어나는 것을 관찰할 수 있으며, 이는 강하고 취성의 SB(Strong and Brittle) 경계에서 더 심화되는 것을 볼 수 있다. 즉, SB 의 경우, 경계의 최대 강도를 지나고 임계 분리값을 넘었을 때, 취성으로 인해, 강인한 경계보다 더 큰 정도로 경계 분리가 일어남을 가리키며, 최대 주응력 분포 거동을 보인 그림에서도 명확히 이를 보여준다. 약한 경계(WT, WB)의 경우, 경계 분리가 훨씬 더 빨리 발생하며, 따라서 복합

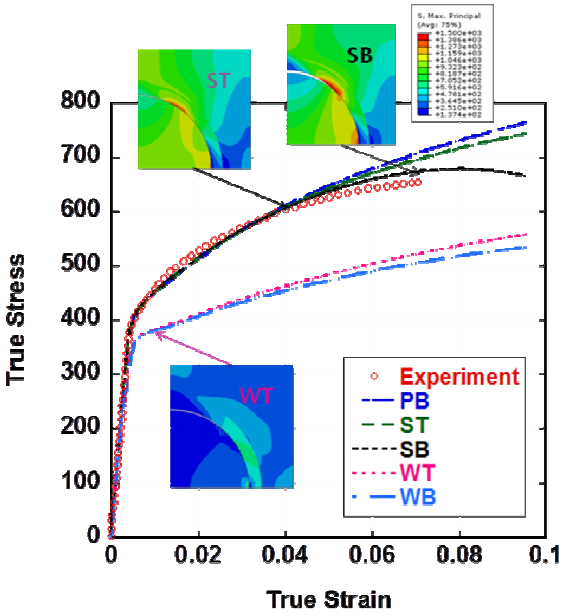

Fig. 2 Stress-strain curves (PB vs. ID) for d = 1.4 μm and f = 17% with different interface properties

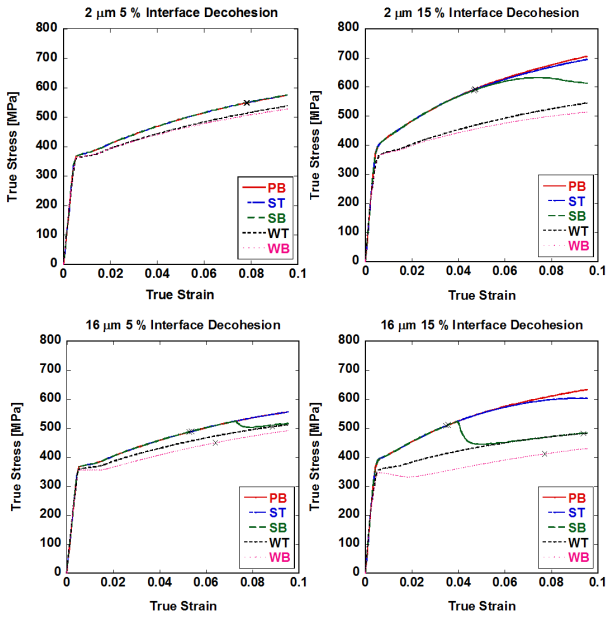

Fig. 3 Stress-strain curves (PB vs. ID) for d = 2 and 16 μm with f = 5 and 15% with different interface properties

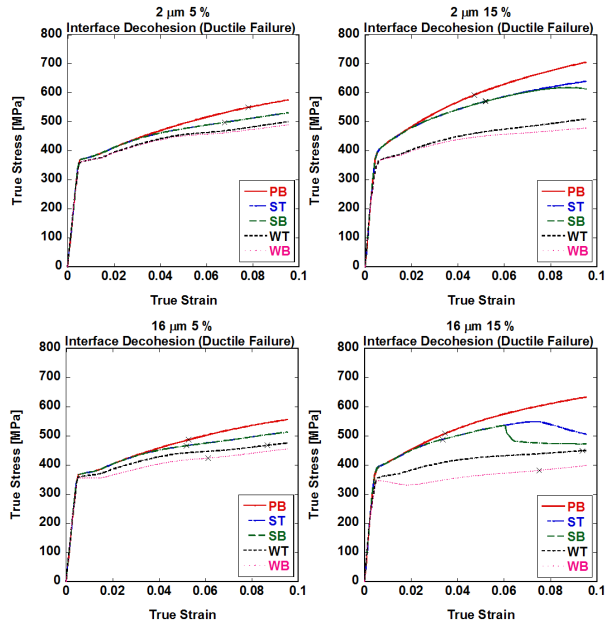

Fig. 4 Stress-strain curves (PB vs. ID-DF) for d = 2 and 16 μm with f = 5 and 15% with different interface properties

재의 강도도 훨씬 작게 예측된다. 응력이 감소하기 시작하는 시점에서의 최대 주응력 분포를 관찰해 봄으로써 경계에서의 파손의 진행 정도를 확인할 수 있다. ST 와 SB 를 비교해 보면, SB 의 경우, 축대칭 축 지점의 경계에서 파손이 상당히 진행되어 경계분리가 일어나, 제하중(Unloading)효과로 인해 푸른색을 띠는 반면에, ST 는 그렇지 않다. 즉, 강하고 강인한 경계에서보다는 강하고 취성인 경계에서 파손이 수월하게 일어나는 것을 이러한 관점에서 재확인할 수 있다. WT 의 경우. 작은 변형률에서도 경계 분리가 광범위하게 일어나고, 완전히 경계 분리가 일어남에 따라 제하중(Unloading)효과가 일어나 축대칭 축 근처에서 광범위하게 푸른색을 띠는 것을 관찰할 수 있다.

다음으로는 입자의 크기와 체적비가 변화할 때, 경계 파손만 일어나는 경우(ID)와 경계 파손 및 연성 파손(ID-DF: Interfacial Decohesion and Ductile Failure)의 두 파손 모드를 경계 파손이 일어나지 않는 경우(PB)의 경우와 비교하여 응력과 변형률 관계를 관찰하였다(Figs. 3, 4). Fig. 3 에는 기지재의 연성 파손을 고려하지 않고, 입자 경계에서만 파손이 일어난다고 가정하여 복합재의 입자 크기(d = 2 μm, 16 μm) 및 체적비(f = 5%, 15%)가 변화함에 따른 응력-변형률 곡선을 보였다. 전체적으로 입자 크기 및 체적비 의존 강도 변화를 명확하게 관찰할 수 있다. SB 의 경우를 선택하여 2 μm 의 입자 크기에서 f = 5%와 15%의 경우를 관찰해보면, f = 5%일 때 경계에서의 분리가 미약하게 진행되나(파손 시작 $\varepsilon \fallingdotseq 0.08$) f = 15%일 때에는 분리가 일찍 시작되면서(파손 시작 $\varepsilon \fallingdotseq 0.045$) 급격하게 파손이 진행되어 거의 모든 경계에서 분리가 일어날 것임을 예측할 수 있다. 길이 스케일의 효과가 거의 없는 16 μm 입자의 경우에는 파손 거동이 더욱 급격하게 진행되어 완전 분리가 일어나게 됨

을 관찰할 수 있다(Fig. 2 참조). 즉, 동일한 크기의 입자라면 체적비가 클수록 응력의 경계 파손이 빨리 일어나며, 급진적인 경계 분리에 이르는 것을 관찰할 수 있다. 이는 체적비가 클수록 단위 셀 내의 입자 경계 면적이 넓어지므로 주어진 경계의 특성 효과가 증폭되어 복합재의 연성이 감소하는 것을 보인 유한요소해석 및 실험 결과와 일치한다.[17] 아마도 체적비가 증가하면 전체 복합재의 강도가 증가하긴 하지만, 이에 따라 더 광범위한 경계 부근에서 경계 파손 강도의 최대값에 이르고, 따라서 경계 파손 및 분리가 더 활발해지기 때문인 것으로 보인다. 동일한 체적비에서 입자의 크기를 달리해 보면, 입자 의존 강도 효과 때문에 작은 입자를 갖는 복합재가 더 높은 강도를 보이며, 입자 주위에 형성된 전위 펀칭 영역의 강도는 입자로부터 상대적으로 더 멀리 떨어진 기지재의 강도보다 높기 때문에 펀칭 영역으로부터 기지재 부분으로 변형 에너지를 분산하는 효과를 내어 상대적으로 경계 파손도 덜 일어나는 것을 관측할 수 있다. 특히 SB 의 경우 응력이 급격히 감소하는 시점을 비교해 보면 이 점을 명확히 확인할 수 있다. 이것은 경계 파손에 대한 또 하나의 입자 의존 길이 스케일을 나타낸다.

이번에는 입자 경계에서의 파손(ID)과 함께 기지재의 연성 파손(DF)을 포함하여 같은 입자 크기 및 체적비 조건하에서의 응력-변형률 곡선을 Fig. 4 에 보였다. 먼저 입자의 크기가 2 μm, 체적비가 f = 15%일 때, ID 와 ID-DF 의 경우를 비교해 보면, 전자의 경우에는 PB 의 초기 응력 곡선과 비교할 때 SB, ST 의 응력의 감소가 전혀 일어나지 않았으나, 후자의 경우에는 복합재의 변형률이 0.02 가 되기 이전부터 유동 응력이 감소되고 있다. 이는 기지재에서 연성 파손이 확산됨으로 인하여 복합재의 강도가 감소하는 것으로 볼 수 있다. SB 경계의 경우, 복합재 변형률이 0.08 부근에서 추가의 응력 감소가 일어나는데, 이는 연성 파손이 기지재에서 진행되다가 입자 경계 부근에서 입자경계 파손에 이를 수 있는 한계 응력을 넘게 되어 발생하는 현상으로 볼 수 있다. ID-DF 의 경우 입자경계의 물성값을 WT, WB 로 가정하면 응력 곡선에 변곡점이 생기는 것으로 보아, 변형 중 경계 파손 및 연성 파손이 함께 발생하는 것으로 볼 수 있다. 이 결과를 동일 체적에서 입자 크기 16 μm 일 때와 비교해 보면, 우선 ST 의 경우 입자 크기 2 μm 에 비하여 16 μm 의 경우에 더 심한 경계 파손이 진행되는 것을 관찰할 수 있으며, 입자 경계의 물성값을 SB 로 설정할 경우에 ST 의 경우보다 더 급격한 응력의 감소가 일어나는 것을 관찰할 수 있다. 이는 입자 크기가 2 μm 일 때 입자 주위에 펀칭되는 전위 영역의 강도가 더 높기 때문에 입자 경계 파손 저지 한계 응력에 더 늦게 도달하기 때문인 것으로 생각된다. 다음에는 ID-DF 가정하에 동일 체적비 f = 15%, 입자 크기가 각각 2, 16 μm 일 때 경계 물성값이 ST 로 정의되는 경우를 관찰한다. 2 μm 의 경우, 입자 경계에서의 파손이 진행됨에 따라 유동 응력이 PB 의 경우보다 낮은 상태에서 단조롭게 증가한다. 그러나 16 μm 의 경우 입자 주위의 강도가 상대적으로 낮으므로, 변형률이 0.07 부근에서 추가적으로 강도가 감소한다. 이 점을 보다 상세히 관찰하기 위하여 Fig. 5 에 입자 크기 2 μm 및 16 μm (체적비는 각각 5%, 15%), 그리고 경계 물성값을 SB 인 경우로 가정하여 응력 – 변형률 선도를 재구성하였다. 유동 곡선 상의 복합재 파손 개시점에 상응하는 6 개의 그림은 기지재에 발생하는 최대 진변형률이 0.196 이 되는 순간의 유효 소성 변형률 분포를 나타낸다. 이는 Suh 와 Kim[8]이 사용한 기지재의 파손 변형률에 상응하는 값이다. 입자 경계를 SB 로 가정한 Fig. 5 를 관찰할 때, 입자 경계의 분리로 인해, 보다 급격한 강도 강하가 일어나는 것으로 추정되므로, 아마도 ST 의 경우에는 기지재에서 진행되는 연성 파손에 의하여 상대적으로 입자 경계의 분리가 덜 진행될 것으로 생각된다. 즉, Fig. 5 의 2 μm 입자의 경우, 16 μm 입자의 경우에 비하여 복합재의 유동응력 강하가 덜 급격한데, 이는

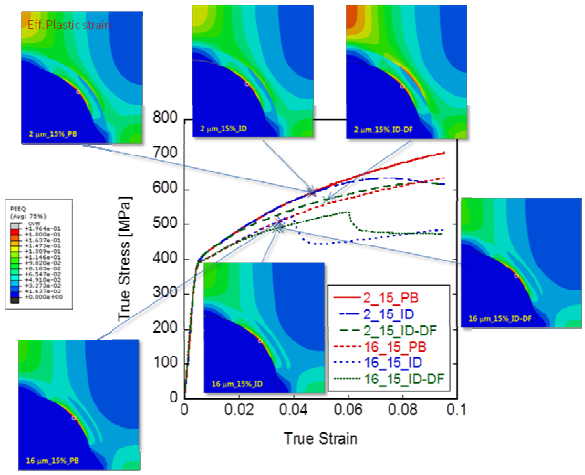

Fig. 5 Stress-strain curves (PB vs. ID-DF) and effective plastic strain at the beginning of failure in the matrix for d = 2 and 16 μm with f = 5 and 15% with SB interface

유효 소성 변형률의 분포를 볼 때 전자의 경우, 입자 주위에 형성된 전위 영역의 강도가 높아서 소성 변형이 입자 경계 부근과 펀치 영역 – 기지재 경계 부근에서 분산되어 일어나기 때문에 상대적으로 경계 파손에 의한 분리가 덜 진행되는 것으로 관측된다. ID 에 DF 를 추가하여 고려한 경우에는 단위 셀 대칭축을 따라 입자 위 부분에서 연성 파손이 더 많이 진행됨으로 인해 상대적으로 경계 파손을 저감시키는 것을 관찰할 수 있다. Fig. 4 의 16 μm 입자, SB 경우 복합재의 변형률이 0.06 에 이를 때 경계의 완전 분리가 일어나게 되는 것을 보였는데, 이것은 Fig. 5 의 16 μm ID-DF 에서 관찰할 수 있듯이 연성 파손이 기지재에서 활성화되기 이전에 입자 경계에서 집중적으로 유효변형률이 증가하는 것으로 보아 입자 경계 파손이 국부적으로 진행되어 일어난 결과로 생각된다. 역시 Fig. 5 에서 2 μm ID-DF 의 경우, 강도가 상대적으로 덜 감소되는데, 이는 입자 주위에 펀칭된 전위가 입자 경계에서의 소성 변형을 저지하면서 경계 파손의 진행을 늦추어 줌에 따라 상대적으로 기지재에서의 연성 파손이 일어나게 됨을 보여준다.

Fig. 5 에서 입자 주위의 펀칭 영역 강도가 높은 2 μm, PB 의 경우를 보면 일단 최대 소성 변형률은 입자 경계 주위의 기지재에서 관측된다. ID 의 경우, 입자 경계에서 파손이 일어나기 시작하므로 상대적으로 기지재에서의 소성 변형이 감소된다. ID-DF 의 경우, 단위 셀의 인장하중이 부가되는 대칭축 기지재 부분에서 연성 파손이 발생하고 따라서 PB 나 ID 의 경우에 비해서 훨씬 더 일찍 응력의 감소가 일어나는 것을 관찰할 수 있다. 물론 이 때에는 변형이 기지재에서와 동시에 (비록 ID 의 경우보다는 활발하지 않지만) 입자 경계에서도 파손이 진행되므로 국부적인 파손이 바로 진행되지는 않는다. 소성 변형이 상당이 진행된 후의 곡선으로 보아 기지재에서의 변형이 상당히 진행된 후에 입자 경계에서의 경계면 분리가 진행되는 것으로 보인다. 입자 부근에서의 길이 스케일에 의한 응력 강화가 상대적으로 작은 16 μm 입자의 경우, 기지재에서의 입자 경계면 분리(급격한 변곡점이 있는 곳부터)가 더 급격하게 일어나는 것을 관찰할 수 있다. 이 경우에 있어서도 ID 를 단독으로 가정하였을 경우보다 DF 를 추가 가정했을 경우에 기지재에서 먼저 연성 파손에 의한 소성 변형이 진행되는 것을 볼 수 있다. 다만 입자 크기 16 μm 의 경우, 전위 펀칭 영역에서의 강도가 2 μm 에 비하여 상대적으로 낮으며, PB, ID, ID-DF 모든 경우에 있어서 최대 유효 소성 변형률이 입자 경계 부근에서 발생하기 때문에 이 지점에서의 변형률 분포 유형은 유사하게 보인다. 이와 같이 유효 소성 변형률 분포의 경우에 있어서도 명확한 입자 의존 길이 스케일을 발견할 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 유한요소법을 활용하여 입자 강화 금속기지복합재료를 축대칭 단위 셀로 모델링하고 복합재의 압밀 성형시 비롯되는 입자 주위의 전위 펀칭에 의한 강도 증가를 입자 주위 영역에 부가시켜 입자 의존 길이 스케일이 복합재의 파손에 미치는 영향을 살펴 보았다. 복합재의 파손은 입자 경계에서 일어나는 경계 분리에 의한 것과 기지재에서 일어나는 연성 파손을 고려하였다. 파손 거동은 입자의 크기와 체적비를 달리하고, 특히 경계 파손 물성값을 변화시켜가는 파라메트릭 계산을 수행하여 관찰하였다. 관찰한 결과는 다음과 같다.

(1) 입자 주위에 펀칭되는 기하적 필수 전위에 의한 강도 증가 영역으로 인해 입자의 크기에 의존하는 파손의 길이 스케일 효과를 보였다. 즉 입자의 크기가 작은 경우에 입자경계와 기지재의 연성 파손에 의한 복합재의 파손 개시가 지연되고 파손이 진행되는 동안의 유동 응력 감소도 상대적으로 작은 것을 보였다.

(2) 통상 입자 강화 금속 복합 기지재에서 일어난 파손은 경계 파손과 기지재에서 발생 및 성장하는 기공으로 인한 연성 파손이 일어나므로 본 연구에서도 두 경우 모두를 모델링에 포함하였으며 두 개의 파손 모드는 서로 영향을 미치면서 입자 크기 의존 길이 스케일에 연관됨을 보였다.

(3) 입자 경계 파손의 경우, 다양한 경계 물성값에 따라 길이 스케일이 다르게 작용하는 것을 보였다. 통상적인 금속기지 복합재의 파손 거동과 비교하면 강하고 취성인(Strong and Brittle)경계가 가장 유사한 경계 물성값으로 유추할 수 있다.

(4) 체적비가 증가하면 강도 증가가 더 크나, 입자 의존 길이 스케일을 고려하지 않고 Zhang 등[17]이 확인한 바와 같이 복합재의 연성이 떨어지는 것을 보였으며, 이 거동 역시 입자 크기 의존 길이 스케일의 영향을 받는 것을 확인하였다.

기지재에 파손이 일어나기 시작하는 시점 이후에 경계 분리나 기지재에 광범위하게 발생하는 연성파손이 일어나므로, 복합재의 활용이나 강도 모델링의 관점에서 본다면 통상 복합재의 평균 변형

률이 0.02 이하가 될 경우까지만 예측하면 되지만 파손이 일어나기 시작한 이후부터 최종 파괴(fracture)까지의 거동도 구조 안전성에 중대한 영향을 미치므로 본 연구의 결과가 의의가 있는 것으로 생각된다. 특별히 복합재의 입자 의존 길이 스케일의 관점에서 본다면 입자의 크기가 작을수록 길이 스케일에 의한 강도가 증가하고 파손이 지연되므로 같은 체적비를 사용할 것이라면 작은 입자를 만들어 사용하는 것이 재료 강도 설계 면에서 유리하다고 볼 수 있다.

후 기

이 논문은 2013 년도 한남대학교 학술연구조성비 지원에 의하여 연구되었습니다.

참고문헌
(References)

(1) Arsenault, R.J. and Shi, N., 1986, “Dislocation Generation due to Differences between the Coefficients of Thermal Expansion,” *Materials Science and Engineering*, Vol. 81, pp. 175~187.

(2) Lloyd, D.J., 1994, “Particle Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites,” *International Materials Reviews*, Vol. 39, No. 1, pp. 1~23.

(3) Vogelsang, M., Arsenault, R.J. and Fisher, R.M., 1986, “An In Situ HVEM Study of Dislocation Generation at Al/SiC Interfaces in Metal Matrix Composites,” *Metallurgical Transactions A*, Volume 17, Issue 3, pp. 379~389

(4) Ashby, M.F., 1970, “The Deformation of Plastically Non-Homogeneous Materials,” *Philosophical Magazine*, Vol. 21, No. 170, pp. 399~424.

(5) Suh, Y.S., Joshi, S.P. and Ramesh, K.T., 2009, “An Enhanced Continuum Model for Size-Dependent Strengthening and Failure of Particle-Reinforced Composites,” *Acta Materialia*, Vol. 57, No. 19, pp. 5848~5861.

(6) Shibata, S., Taya, M., Mori, T. and Mura, T., 1992, “Dislocation Punching from Spherical Inclusions in a Metal Matrix Composite,” *Acta Metallurgica Et Materialia*, Vol. 40 No. 11, pp. 3141~3148.

(7) Dunand, D.C. and Mortensen, A., 1991, “On Plastic Relaxation of Thermal Stresses in Reinforced Metals,” *Acta Metallurgica Et Materialia*, Vol. 39, No. 2, pp. 127~139.

(8) Suh, Y.S. and Kim, Y.B., 2012, “Hierarchical Finite-Element Modeling of SiCp/Al2124-T4 Composites with Dislocation Plasticity and Size-Dependent Failure of Composite,” *Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A*, Vol. 35, No. 2, pp. 187~194.

(9) Hansen, N., 1977, “The Effect of Grain Size and Strain on the Tensile Flow Stress of Aluminium at Room Temperature,” *Acta Metallurgica*, Vol. 25, No. 8, pp. 863~869.

(10) Nan, C.W. and Clarke, D.R., 1996, “The Influence of Particle Size and Particle Fracture on the Elastic/Plastic Deformation of Metal Matrix Composites,” *Acta Materialia*, Vol. 44, No.9, pp. 3801~3811.

(11) Brown, L.M. and Stobbs, W.M., 1976, “The Work-hardening of Copper-Silica v. Equilibrium Plastic Relaxation by Secondary Dislocations,” *Philosophical Magazine*, Vol. 34, No. 3, pp. 351~372.

(12) Dassault Systèmes Simulia, Inc., Abaqus v. 6.9, 2010, Providence, U.S.A.

(13) Zhou, C. Yang, W. and Fang, D., 2000, “Damage of Short-Fiber-Reinforced Metal Matrix Composites Considering Cooling and Thermal Cycling,” *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 122, No. 2, pp. 203~209.

(14) Biner, S.B., 1994, “The Role of Interfaces and Matrix Void Nucleation Mechanism on the Ductile Fracture Process of Discontinuous Fiber-Reinforced Composite,” *Journal of Material Science*, Vol. 29, No. 11, pp. 2893~2902.

(15) Chu, C. and Needleman, A., 1980, “Void Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets,” *ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 102, No. 3, pp. 249~256.

(16) Martín, E., Forn, A. and Nogué, R., 2003, “Strain Hardening Behaviour and Temperature Effect on Al-2124/SiCp,” *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 143-144, pp. 1~4.

(17) Zhang, H., Ramesh, K.T. and Chin E.S.C., 2005, “Effects of Interfacial Debonding on the Rate-Dependent Response of Metal Matrix Composites,” *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 17, pp. 4687~4700.