

전위 소성과 크기 종속 파손을 고려한 SiC_p/Al2124-T4 복합재의 계층적 유한요소 모델링

서 영 성^{*†} · 김 용 배^{*}

* 한남대학교 기계공학과

Hierarchical Finite-Element Modeling of SiC_p/Al2124-T4 Composites with Dislocation Plasticity and Size-Dependent Failure

Yeong Sung Suh^{*†} and Yong Bae Kim^{*}

* Dept. of Mechanical Engineering, Hannam Univ.

(Received October 31, 2011; Revised December 2, 2011; Accepted December 2, 2011)

Key Words : SiC_p/Al2124 Composites(SiC_p/Al2124 복합재), Strain Gradient Plasticity(변형률 구배 소성), Finite Element Modeling(유한요소 모델링), Dislocation Punching(전위 펀칭), Particle-Size-Dependent Failure(입자 크기 의존 파손)

초록: 일반적으로 복합재의 강도에 대한 크기 효과는 입자강화 알루미늄 복합재 제조시, 입자와 기지재를 압밀한 후 냉각할 때 입자와 기지재 사이의 열팽창계수 차에 의하여 기지재에 펀칭되는 기하적 필수 전위와, 변형 중 입자와 기지재 사이의 탄소성 강성도 차로 인해 발생하는 변형률 구배 소성으로 인한 기하적 필수 전위가 주로 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 본 논문에서는 이러한 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. 이 방법을 적용함으로써 구형입자의 경우 간단한 축대칭 유한요소 모델링과 실험데이터를 연계하여 입자강화 복합재의 입자 크기 의존 강도 및 파손 효과를 수월하게 예측할 수 있음을 보였다. 또한 서로 다른 입자의 체적비 및 크기에 대하여 SiC 강화 알루미늄 2124-T4 복합재의 강도와 파손 거동이 분명한 차이가 있음을 보인다.

Abstract: The strength of particle-reinforced metal matrix composites is, in general, known to be increased by the geometrically necessary dislocations punched around a particle that form during cooling after consolidation because of coefficient of thermal expansion (CTE) mismatch between the particle and the matrix. An additional strength increase may also be observed, since another type of geometrically necessary dislocation can be formed during extensive deformation as a result of the strain gradient plasticity due to the elastic-plastic mismatch between the particle and the matrix. In this paper, the magnitudes of these two types of dislocations are calculated based on the dislocation plasticity. The dislocations are then converted to the respective strengths and allocated hierarchically to the matrix around the particle in the axisymmetric finite-element unit cell model. The proposed method is shown to be very effective by performing finite-element strength analysis of SiC_p/Al2124-T4 composites that included ductile failure in the matrix and particle-matrix decohesion. The predicted results for different particle sizes and volume fractions show that the length scale effect of the particle size obviously affects the strength and failure behavior of the particle-reinforced metal matrix composites.

- 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
 $\Delta\sigma_{CTE}$: 전위 펀칭에 의한 기하적 필수전위로부터 환산한 강도 증가
 G : 전단탄성계수
 f : 입자의 체적비
 ϵ_p : 복합재의 유효소성변형률
 ρ_G : 기하학적 필수전위밀도

$q = \sqrt{\frac{3}{2}} S : S$: 유효편향응력

$S = pI + \sigma$: Cauchy 응력 텐서 σ 의 편향응력
(deviatoric stress)

$p = -\frac{1}{3}\sigma : I$: 정수압 응력(hydrostatic stress)

$\sigma_y(\bar{\epsilon}_m^{pl})$: 기지재의 유효변형률 함수로 나타낸
완전밀집(fully dense) 항복 응력

q_1, q_2, q_3 : 수정 Gurson 모델의 재료 상수

f : 공극의 체적비

$\dot{\bar{\epsilon}}_{p,m}$: 기지재의 유효소성변형률 속도

$\dot{\epsilon}_p$: 복합재의 소성변형률 속도

\dot{f}_{gr} : 공극의 성장 속도

\dot{f}_{nucl} : 공극의 생성 속도

ϵ_N : 생성 변형률의 정규분포 평균값

s_N : 생성 변형률의 정규분포 표준 편차

f_N : 생성된 공극의 체적비

\dot{f} : 총 공극 체적비의 변화 속도

f_C : 가속화된 공극 성장의 임계 체적비

1. 서론

Arsenault와 Shi,⁽¹⁾ Lloyd,⁽²⁾ Nan과 Clarke⁽³⁾ 등 다수의 연구자들은 실험을 통하여, 같은 체적비를 갖고 있는 입자강화 알루미늄 기지 복합재의 강화 입자 크기가 작아 질수록 복합재 강도가 증가함을 보고한 바 있다. 이는 금속 기지 복합재료를 제조하기 위하여 입자와 기지 재료를 섞어서 가압하고 소결한(consolidated) 후 냉각할 때, 입자와 기지재 간의 열팽창계수(Coefficient of Thermal Expansion, CTE)의 차(mismatch) 때문에 발생하는 입자 주변에 형성되는 기하학적 필수 전위와, 복합재의 변형 중 탄성인 입자와 탄소성인 기지 금속의 강성도 차(elastic-plastic mismatch)에 의한 변형률 구배 소성으로 인해 형성되는 기하학적 필수 전위 때문인 것으로 알려져 있다.^(1~4)

전통적인 소성 이론만으로는 이러한 입자 크기에 따른 강도 강화 효과를 설명할 수 없으며 Suh 등^(4,5)이 제시한 바와 같이, 우선 입자 주위에 형성되는 기하학적 필수 전위 영역의 크기를 계산하고, 이로부터 전위 밀도를 구한 후, 이를 응력으로 환산하고, 입자, 기지재 안의 편치 영역, 그리고 순수 기지재 영역으로 모델링된 유한요소 단위 셀(unit cell)의 편치 영역에 계층적으로 증가된 응력을 할당하는 방법으로 복합재의 거시적 강도를 효과적으로 예측할 수

있다. Suh 등^(4,5)은 구형입자의 경우 Shibata 등⁽⁶⁾이 제안한 편칭 거리 식과 Ashby⁽⁷⁾ 전위 밀도 식 또는 Taya 등⁽⁸⁾이 체적비를 고려하여 제안한 전위 밀도 식을 활용하여, 크기 의존에 의한 강도 강화 효과를 보여주었다. Suh 등^(4,5)은 항복강도의 관찰에 중점을 두었기 때문에 압밀 후 냉각시의 전위 편칭에 의한 강도 증가만을 고려하였으나, 파손 거동까지 관찰하기 위해서는 변형률이 증가하면서 입자와 기지 금속 사이의 탄소성 강성도 차로 인해 함께 증가하는 변형률 구배 소성으로 인해 형성되는 기하학적 필수 전위도 고려하여야 한다. 즉, Nan과 Clarke⁽³⁾ 등의 보고에 의하면 후자의 경우, 항복응력을 예측하는 시점에서의 변형률 구배는 매우 작아 무시할 만 하나, 변형률이 증가할수록 점차로 변형률 구배도 증가하므로 파손에 이를 정도의 변형률 크기에서는 이를 고려하는 것이 필요한 것으로 판단된다. 따라서 본 연구에서는 Suh 등^(4,5)이 제안한 입자/기지재간 열팽창계수 차로 인한 전위 편칭에 의해 증가하는 강도 뿐만 아니라, 하중을 가하여 변형이 일어날 때 입자와 기지 금속간의 탄성/소성 강성도 차(elastic-plastic mismatch)에 의하여 발생하는 변형률 구배로 인한 강도 증가도 동시에 고려하여 유한요소 영역에 계층별로 적용함으로써 입자 강화 복합재의 입자-기지 금속간 경계 파손과 연성 파손이 일어날 때의 크기 의존효과를 검토하였다. 고려한 재료는 SiC 입자와 Al 2124-T4 기지재로 구성된 금속 복합재이며 Abaqus v. 6.9⁽⁹⁾를 활용하여 축대칭 단위 셀 유한요소 계산을 수행하였다.

2. 접근방법

2.1 전위 편칭에 의한 강도 증가 구성식

금속 복합재의 압밀 후 금속 냉각시에 구형 입자와 기지금속의 열팽창계수 차이에 의하여 일어나는 전위 편칭 영역의 크기(r_p)를 계산하는 식은 Suh 등⁽⁴⁾이 발표한대로, Shibata 등⁽⁶⁾이 유도한 Eshelby 이론 기반 전위 편칭 식을 적용하였으며, 이 크기로부터 전위를 계산하기 위하여 Suh 등⁽⁵⁾이 발표한 것을 토대로 다음과 같이 유도하였다. 우선 구형 입자 주위로 편칭 되는 각기둥(prismatic) 전위의 수는

$$n_T = \frac{4 \cdot r \cdot \Delta\alpha\Delta T}{b} \quad (1)$$

이며 이 때 r 은 입자의 반경, $\Delta\alpha$ 는 입자와 기지

금속의 열팽창계수 차, ΔT 는 냉각온도, b 는 버거 벡터이다. 이것으로부터 전위 밀도는 다음과 같이 계산한다.

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

2.2 강도 증가 구성식

냉각 시 발생하는 전위 편칭에 의한 기하적 필수전위로부터 Suh 등^(4,5)이 사용한 강도 증가 식은 다음과 같다.

$$\Delta \sigma_{CTE} = 1.25Gb\sqrt{\rho_G} \quad (3)$$

여기서 G 는 전단탄성계수이며, 계수 1.25 는 알루미늄에 통상적으로 사용되는 값이다(Arsenault 등,⁽¹⁾ Taya 등,⁽⁸⁾ Hansen⁽¹⁰⁾).

시편에 하중을 가하여 변형하는 중에 발생하는 강도 증가는, 일반적으로 입자와 그것에 근접한 기지 금속에서 입자와 기지재 간의 소성 변형률 구배에 의하여 기하적 필수변위가 발생하여 일어나는 것으로 알려져 있으며 다음과 같이 등방성 및 운동성 식으로 그 값을 근사적으로 예측할 수 있다(Nan and Clarke,⁽³⁾ Brown and Stobbs⁽¹¹⁾).

$$\Delta \sigma_{iso} = 0.4G\sqrt{\frac{f \varepsilon_p b}{2r}} \quad (4)$$

$$\Delta \sigma_{kin} = 2.0Gf_p\sqrt{\frac{\varepsilon_p b}{2r}} \quad (5)$$

여기서 f_p 는 입자의 체적비, 그리고 ε_p 는 유효소성 변형률이다. 전위 편칭영역에는 열팽창계수 및 소성 변형률 차에 의한 강도 증가를 다음과 같이 적용하였다.

$$\Delta \sigma = \sqrt{(\Delta \sigma_{iso})^2 + (\Delta \sigma_{kin})^2 + (\Delta \sigma_{CTE})^2} \quad (6)$$

전위 편칭 영역을 제외한 기지재 부분에는 다음과 같이 소성 변형률 차에 의한 강도 증가만을 할당하였다

$$\Delta \sigma = \sqrt{(\Delta \sigma_{iso})^2 + (\Delta \sigma_{kin})^2} \quad (7)$$

2.3 유한요소 모델링

앞에서 계산된 강도들은 Fig. 1 에서 보는 바와 같이 계층적으로 할당하였다. 재료로는 Martin 등⁽¹²⁾이 제조 및 측정된, 평균입자 직경 1.4 μm , 입자 체적비

Table 1 Material properties of SiC and Al 2124-T4

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

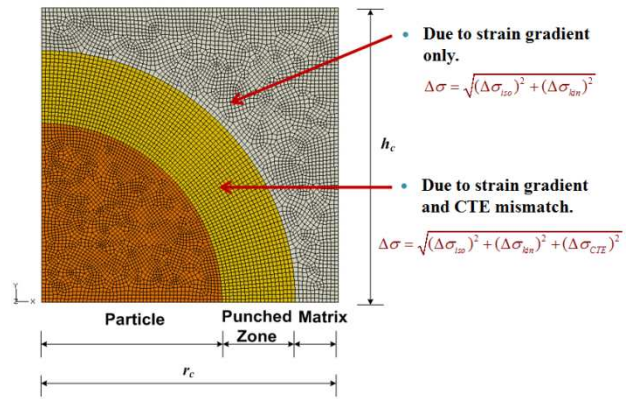


Fig. 1 Finite element meshes of the axisymmetric spherical model with assigned strength

17%의 SiC_p/Al2124-T4 복합재를 사용하였으며 물성 값은 Table 1 과 같다. Abaqus v. 6.9⁽⁹⁾를 활용하여 축대칭 단위 셀로 모델링 하였다. 알루미늄 기지재의 Burgers vector 의 크기는 0.28 nm 로 계산하였다. Martin 등⁽¹²⁾이 측정된 Al2124-T4 의 유동곡선은 소성 변형률이 약 0.01 일 때를 기점으로 선형과 비선형 곡선으로 나누어 지므로 다음과 같이 두 식으로 나누어 맞추기(fitting)를 하였다.

$$\sigma = 982.65\varepsilon_p + 358 \text{ MPa (if } \varepsilon_p \leq 0.01) \quad (8)$$

$$\sigma = 642.8(1 - 0.4687e^{-10.58\varepsilon_p}) \text{ MPa (if } \varepsilon_p > 0.01) \quad (9)$$

2.4 연성 파손 구성식

기지재에 기공이 생성되고 성장, 병합하여 발생하는 연성 파손은 통상 Modified Gurson Model⁽¹³⁻¹⁵⁾로 나타낼 수 있다. Abaqus 6.9 에서 적용한, 연성 금속에 공극(void)이 매우 소량 포함되어 있을 경우의 항복 조건은 다음과 같다.

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f \cosh(-q_2 \frac{3p}{2\sigma_y}) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (10)$$

여기서 $q = \sqrt{\frac{3}{2}} S : S$ 는 유효응력이며 이때 $S = pI + \sigma$

는 Cauchy 응력 텐서의 편향응력(deviatoric stress)이며 $p = -\frac{1}{3}\sigma : \mathbf{I}$ 는 정수압 응력(hydrostatic stress)이다. $\sigma_y(\bar{\varepsilon}_m^{pl})$ 는 유효변형률 함수로 나타낸 완전밀집(fully dense) 기지재의 항복 응력이다. $q_1 \sim q_3$ 는 재료 상수이며, 알루미늄의 경우, $q_1 = 1.25$, $q_2 = 1.0$, $q_3 = 1.5625$ 이다.^(13,14) f 는 공극의 체적비이며 $f = 0$ 이 되면 재료는 완전 밀집이 되며, Gurson 의 항복 조건은 von Mises 항복조건과 동일하게 된다. 완전 밀집이 된 기지재의 경화는 다음과 같은 식에 의하여 표시된다.

$$(1-f)\sigma_y \dot{\bar{\varepsilon}}_{p,m} = \sigma : \dot{\varepsilon}_p \quad (11)$$

여기서 $\dot{\bar{\varepsilon}}_{p,m}$ 는 기지재의 유효소성변형률 속도를, $\dot{\varepsilon}_p$ 는 복합재의 소성변형률 속도를 가리킨다. 공극의 체적비 변화는 부분적으로 기존에 있던 공극의 성장과 새로운 공극이 생성되어 일어난다. 기존 공극의 성장은 질량보존 법칙에 의하여 다음과 같이 표시된다.

$$\dot{f}_{gr} = (1-f)\dot{\varepsilon}_p : \mathbf{I} \quad (12)$$

공극의 생성은 마이크로 크래킹 및/또는 입자-기지재 경계의 분리에 의하여 발생할 수 있다. Abaqus 는 새로운 공극의 생성이 소성 변형률에 의하여 영향을 받는다고 가정하여(Chu and Needleman⁽¹⁵⁾) 다음과 같이 공극의 생성 속도를 표시할 수 있다.

$$\dot{f}_{nucl} = A\dot{\bar{\varepsilon}}_{p,m} \quad (13)$$

여기서 A 는 다음과 같이 표시된다.

$$A = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\varepsilon}_{p,m} - \varepsilon_N}{s_N} \right)^2 \right] \quad (14)$$

생성 변형률의 정규분포에서 평균값은 ε_N 이며, 표준 편차는 s_N , 그리고 생성된 공극의 체적비는 f_N 이다. 총 공극 체적비의 변화 속도는 다음과 같이 표시될 수 있다.

$$\dot{f} = \dot{f}_{gr} + \dot{f}_{nucl} \quad (15)$$

Biner⁽¹³⁾는 금속 복합재의 경우, $f_N = 0.04$, $s_N =$

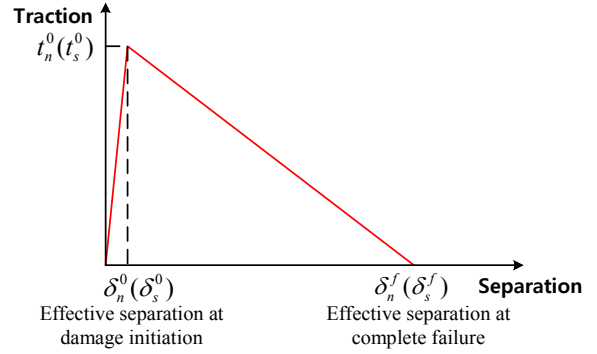


Fig. 2 Assumed traction-separation behavior of the interface for the case of cohesive decohesion showing both tension and shear

0.1, $\varepsilon_N = 0.3$ 으로, 그리고 가속화된 공극 성장의 임계 체적비를 $f_c = 0.15$ 로 보고하였다.

2.5 입자 기지개간 경계 파손 구성식

경계파손의 모델링은 Suh 등⁽⁴⁾이 그들의 논문에서 보인 바와 같이 Abaqus 6.9 에서 제공되는 선형 탄성 트랙션-분리 거동 옵션을 이용하였다(Fig. 2). 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 일정값(δ_n^f , δ_s^f)에 다다르면 경계가 완전히 분리된다고 가정한다. δ_n^0 (δ_s^0), δ_n^f (δ_s^f)는 각각 법선(n)과 접선(s)방향으로 처음 파손이 일어나는 순간과 파손이 완료될 때의 유효분리값(effective separation)을 나타낸다. 본 계산에서는 $\delta_n^0 = \delta_s^0 = 0$ 으로 가정하였다.

3. 결과 및 고찰

입자와 기지재 사이의 경계면에 손상이 전혀 없는 완전 결합 상태로 가정하여, 단위 셀로부터 계산한 복합재의 거시적 진응력 - 진변형률 곡선을 Fig. 3 에 보인다. 입자의 크기는 Martin 등⁽¹²⁾이 실험에 사용한대로 직경(d)이 $1.4 \mu\text{m}$ 로 가정하였다. 위에서부터 아래로부터의 곡선들의 순서는 레전드에 주어진 복합재의 입자 크기 및 체적비 표기 순서와 일치한다. 그래프에서 보는 바와 같이, 복합

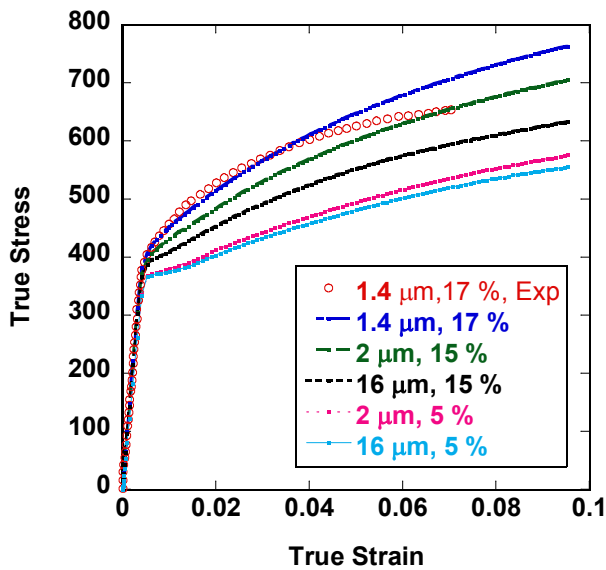


Fig. 3 Predicted true stress- true strain of SiC_p/Al2124-T4 for different particle sizes and volume fractions in comparison with experimental data (Martin et al.⁽¹²⁾)

재의 진변형률이 거의 0.04에 이르기까지 진응력 예측값은 Martin 등⁽¹²⁾이 보인 실험값과 거의 일치하는 것을 관찰할 수 있다. 이 후에는 측정된 응력이 예측 값보다 감소하는데, 이는 기지재의 파손이나, 경계면의 파손, 또는 입자의 파괴 등이 일어났기 때문인 것으로 추측할 수 있다. Fig. 3에는 복합재 강도에 대한 입자의 크기 효과를 예측하기 위하여 입자 직경이 각각 2 및 16 μm 이며 그 체적비가 각각 5%와 16%인 경우도 비교하였다. 같은 체적비에서 입자가 큰 경우, 복합재 강도가 가장 낮으며, 입자가 작아질수록 강도가 높아지는, 입자의 크기 효과를 분명히 관찰할 수 있다.

입자 직경이 1.4 μm, 체적비가 17%인 경우, 실험에서 측정된 응력이 감소하는 이유를 조사하기 위하여 입자 파괴, 기지재의 연성 파손, 그리고 경계면 파손 등이 나타나는지를 분석하였다. 우선 경계면이 완전히 결합되어 있다고 가정하고, 기지재에서 연성 파손이 일어난다고 가정하여 계산하였다. 연성 파손을 계산하기 위한 매개변수들은 앞에서 언급한 바와 같이 알루미늄에 적용되었던 Biner⁽¹⁴⁾의 데이터를 적용하였다. Fig 4에 이 경우의 복합재 거동을 보인다. 복합재의 진응력을 보면 경계에서 손상이 전혀 없고 기지재에서 연성 파손이 없는 경우(Perfect Bonding, PB)와 있는 경우(Perfect Bonding - Ductile failure, PB-DF)의 값이 그리 차이가 없는 것을 볼 수 있다. 이는 본 연구에

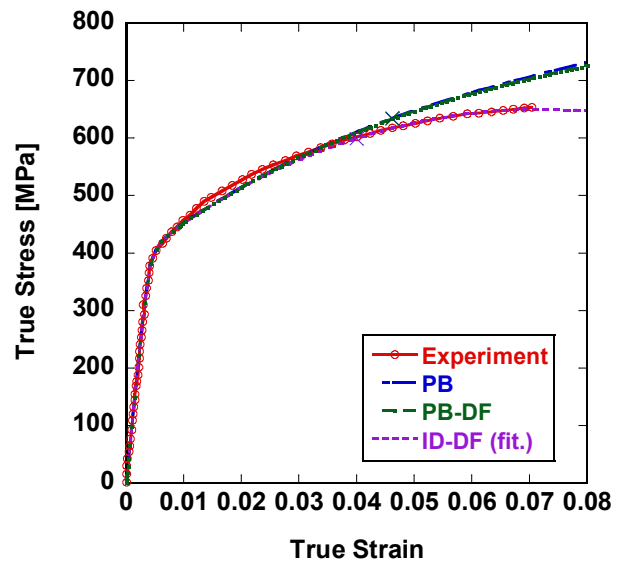


Fig. 4 Predicted true stress - true strain of SiC_p/Al2124-T4 with experimental data

서 적용한 SiC_p/Al 2124-T4 복합재의 경우 Al 2124-T4 기지재에 연성 파손이 거의 일어나지 않는다는 것으로 추정할 수 있다. 또한 입자 내의 최대 주응력을 관찰해 보니, Hall 등⁽¹⁶⁾이 SiC_p/Al 2124 복합재로 측정된 입자의 파괴 강도보다 훨씬 낮은 것을 확인하였다. 따라서 입자파손이 일어나는 경우를 배제하고, 기지재에 연성 파손과 입자 경계에서 손상이 일어나는 경우 (Interface Decohesion - Ductile Failure, ID-DF)를 가정하여 Fig. 4의 제일 아래에 보인 곡선과 같이, Martin 등⁽¹²⁾의 실험 결과에 맞추는(fitting) 작업을 시행하였다. 이 경우, 파손 에너지는 19.50 J/m²이다 ($\sigma_{max} = 650$ MPa, $\delta_f = 0.06 \mu m$).

이제 기지재에 연성 파손이 전혀 일어나지 않고 입자 경계에 손상이 전혀 없다고 가정한 경우와 두 가지 형태의 손상이 존재하는 경우 입자의 크기와 체적비를 다르게 하여 복합재의 진응력 - 진변형률 거동을 예측한 결과를 Fig. 5에 보인다. 곡선의 일정 지점에서 직선으로 가리킨 지점은 기지재에 파손이 일어나기 시작되는 복합재의 변형률을 보여준다(Martin 등⁽¹²⁾이 측정된, Al 2124-T4의 최대인장응력이 발생할 때의 진변형률이 0.196임을 활용). 입자의 크기가 2 μm, 체적비가 15%인 경우, 같은 체적비에 입자의 크기가 16 μm인 경우에 비하여 기지재에서 파손이 늦게 일어나고, 입자 경계의 형태가 점진적으로 파손되며, 후자의 경우 기지재에 파손이 더 일찍 시작되며 급진적으로 파손이 일어나는 것을 볼 수 있다. 이는 입자의

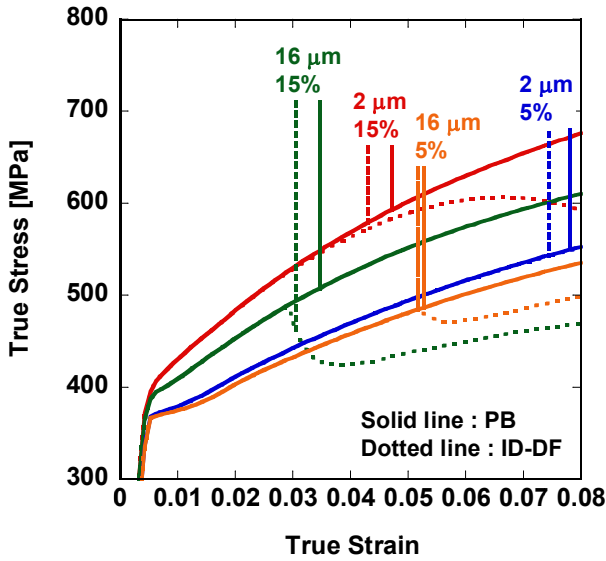


Fig. 5 Predicted true stress - true strain of SiC_p/Al2124-T4 with initiation of failure. The straight lines extended from stress-strain curves indicate the composite strain at which the matrix failure starts

크기가 작은 경우에 전위 펀치 영역 및 탄소성 강성도 불일치에 따른 높은 변형률 구배 영역에서의 강도가 더 크기 때문에 크기 때문에 파손이 저지되는 것으로 보인다. 이를 관찰하기 위하여 입자의 체적비가 15%이며, 직경이 각각 2 μm 와 16 μm 인 경우, 복합재의 진변형률이 0.045 에 도달했을 때 최대 주응력의 분포를 Fig. 6 에 보인다. 앞에서 기술한 바와 같이 입자의 크기가 2 μm 일 때에는 16 μm 일 때에 비하여 입자 주위의 기지재 강도가 높으므로 복합재의 진변형률이 0.045 인 현재, 입자경계의 손상으로 인한 분리가 일어나긴 했지만 아직 자유표면이 생성되는 완전 분리에 이르지 않는 것이다. 그러나 입자의 크기가 16 μm 인 경우에는 Fig. 5 의 동일한 변형률 시점의 응력값에서 관찰할 수 있듯이 입자 경계면이 완전 분리되어 감으로 인해 입자 경계면의 중앙 상부로부터 원주 시계 방향으로 크랙이 전파되며 응력이 급격히 감소한다(색깔이 푸른 곳은 응력이 거의 0 에 가까운데, 이는 경계면 손상으로 인해 완전분리가 되면서 새로운 자유표면이 생성되는 동시에 제하(unloading)가 일어난 것을 가리킨다).

체적비가 작은 경우에는 기지재의 영역이 넓어지므로, 비록 연성 파손의 크기가 크지는 않지만 체적비가 큰 경우에 비하여 더 큰 에너지를 방출하므로 경계 파손이 감소한다. 입자의 크기가 16 μm 인 경우에는 입자 주위 전위 펀치 영역의 강도가 줄어들고 따라서 연성 파손도 감소하여 입자

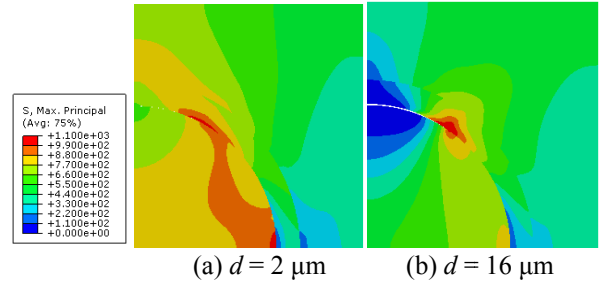


Fig. 6 Contour of the maximum principal stress for particle diameters 2 and 16 μm with a volume fraction of 15% at composites true strain of 0.045, assuming interface decohesion and ductile failure in the matrix

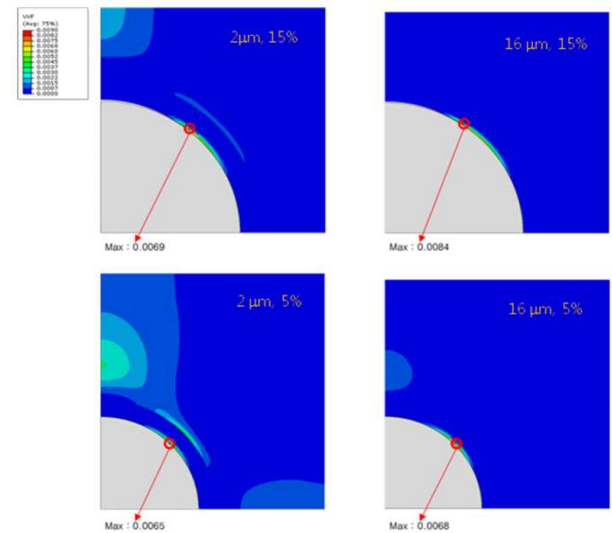


Fig. 7 Contour of the void volume fraction in the matrix when the composite starts to fail at the interface, for different particle diameters and volume fractions

경계의 파손이 급진적으로 진행되는 것을 볼 수 있다. 이 거동을 관찰하기 위하여 Fig. 5 에 보인 파손 개시(이 경우에는 기지재에서보다는 입자 경계에서 파손이 시작된다.) 시점에서의 공극 체적비(void volume fraction)의 분포를 Fig. 7 에 비교하였다. 모든 경우에 있어서, 입자 경계 파손이 일어나기 전에 기지재에서 연성 파손이 일어날 만큼 공극 체적률이 그리 크지 않은 것을 볼 수 있다. 15%의 동일한 체적비에서 입자 크기가 2 μm 일 때가 16 μm 일 때에 비하여 공극이 더 넓은 범위에서 발생하고 성장하여 에너지를 방출 할 수 있기에 입자 경계의 파손이 늦춰지는 것으로 추론할 수 있다. 이것은 체적비가 5%인 경우에 더 극명하다. 이 경우, 앞에서 기술한 바와 같이 같이 기

지재의 부피가 더 넓어 지기 때문에 공극의 생성 및 확장에 의한 연성 파손이 더 활발하게 되고, 따라서 입자 경계의 파손이 저지되는 것을 관찰할 수 있다.

4. 결 론

입자강화 알루미늄 복합재의 입자와 기지재 사이의 열팽창계수 차에 의하여 압밀 후 냉각시 기지재에 편칭되는 기하적 필수 전위와, 복합재의 변형 중 입자와 기지재 사이의 탄소성 강성도 차에 의하여 소성 변형률 구배가 형성됨으로써 생성되는 또 다른 유형의 기하적 필수 전위를, 전위 소성 이론(Shibata 등,⁽⁶⁾ Suh 등,⁽⁴⁾ Nan and Clarke⁽³⁾)에 입각하여 각각 강도로 환산한 후, 계층적으로 입자 주위 유한요소 영역에 할당하여 입자의 크기에 따라 변화하는 복합재의 강도 및 파손을 효과적으로 예측하였다. 이 연구를 통하여

(1) 간단한 축대칭 단위 셀 유한요소 모델링을 활용하여 구형 입자강화 복합재의 입자크기 의존 파손 효과를 수월하게 예측할 수 있음을 보였다.

(2) Martin 등⁽¹²⁾이 발표한 실험값과 비교하기 위하여 동일한 조건하에서 계산한 복합재 강도를, Hall 등⁽¹⁶⁾의 입자과피 강도 실험 결과와 함께 고려하여 비교해 보면, 입자 파손은 일어나지 않으며, 기지재에서의 연성 파손도 거의 일어나지 않는 것으로 보인다. 따라서 입자 파손이 일어나지 않는다는 가정하에 복합재의 계산 강도를 실험값에 수치적으로 맞추어 경계면의 파괴 강도와 손상 중 최대 분리값(separation)을 얻고 이어 입자의 크기 효과가 복합재의 강도에 미치는 영향을 보였다.

전위 소성이론에 입각한 계층적 강도 할당과 기지재에 연성 파손과 입자경계면 파손이 일어나는 것을 가정하여 강도를 예측한바, 강도 및 파손 거동에 명백한 입자 의존 크기 효과가 나타남을 보였다. 즉, 입자 크기가 작을 수록 기지재 강도가 증가하며, 이에 따라 입자 경계 분리가 지연되며, 이는 연성파손 조건과도 상호작용함을 보였다. 즉, 동일한 입자의 크기를 가정한 경우, 체적비가 작을수록 연성파손이 더 넓은 영역에서 일어나므로, 연성 파손에 의한 에너지의 소모에 따라 입자 경계의 손상이 감소하며 따라서 입자 경계파손이 지연됨을 관찰하였다.

후 기

본 연구는 한국 연구재단의 2009 년 기초연구사

업(일반연구지원사업-지역대학우수과학자)과제(2009-0067283)의 지원을 받았으며, 이에 감사 드립니다.

참고문헌

- (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) 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.
- (4) 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.
- (5) Suh, Y. S., Kim, Y. B. and Rhee Z. K., 2009, "Strength Analysis of Particle-Reinforced Aluminum Composites with Length-Scale Effect based on Geometrically Necessary Dislocations," *Transactions of Materials Processing*, Vol. 18, No. 6, pp.482~487.
- (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) Ashby, M. F., 1970, "The Deformation of Plastically Non-Homogeneous Alloys," *Philosophical Magazine*, Vol. 21, No. 170, pp. 399~424.
- (8) Taya, M., Lulay, K. E. and Lloyd, D. J., 1991, "Strengthening of a Particulate Metal Matrix Composite by Quenching," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 39, No. 1, pp. 73~87.
- (9) Dassault Systèmes Simulia, Inc., 2009, Abaqus v. 6.9, Providence, U.S.A.
- (10) 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.
- (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) Martín, E., Forn, A. and Nogué, R., 2003, "Strain Hardening Behaviour and Temperature Effect on Al-

- 2124/SiC_p," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 143-144, pp. 1~4.
- (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) Hall, J. N., Wayne Jones, J. and Sachdev, A. K., 1994, "Particle Size, Volume Fraction and Matrix Strength Effects on Fatigue Behavior and Particle Fracture in 2124 Aluminum-SiC_p Composites," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 183, No. 1-2, pp. 69~80.