

기하적 필수 전위에 의한 길이효과를 고려한 입자 강화 알루미늄 복합재의 강도해석

서영성[#] · 김용배¹ · 이장규²

Strength Analysis of Particle-Reinforced Aluminum Composites with Length-Scale Effect based on Geometrically Necessary Dislocations

Y. S. Suh, Y. B. Kim, Z. K. Rhee

(Received June 29, 2009 / Revised August 14, 2009 / Accepted August 19, 2009)

Abstract

A finite element based microstructural modeling for the size dependent strengthening of particle reinforced aluminum composites is presented. The model accounts explicitly for the enhanced strength in a discretely defined "punched zone" around the particle in an aluminum matrix composite as a result of geometrically necessary dislocations developed through a CTE mismatch. The density of geometrically necessary dislocations is calculated considering volume fraction of the particle. Results show that predicted flow stresses with different particle size are in good agreement with experiments. It is also shown that 0.2% offset yield stresses increases with smaller particles and larger volume fractions and this length-scale effect on the enhanced strength can be observed by explicitly including GND region around the particle. The strengths predicted with the inclusion of volume fraction in the density equation are slightly lower than those without.

Key Words : Particle-Reinforced Aluminum Composites, Geometrically Necessary Dislocations, Length-Scale Effect, Dislocation Density Associated with Particle Volume Fraction, Finite Element Analysis

1. 서론

입자강화 금속기지 복합재(particle-reinforced metal matrix composites, MMC)는 통상 강화하지 않은 기지재(matrix)에 비하여 높은 비강도와 비강성도를 갖기 때문에 자동차 및 항공 우주 산업에서 주요 부품에 사용되고 있다. Arsenault와 Shi[1], Lloyd[2] 등 다수의 연구자들에 의하면, MMC의 입자의 크기가 작아지면 그 강도가 증가함을 보고한 바 있다. 이는 복합재를 성형한 후 냉각을 할 때 입자와 기지재의 상이한 열팽창계수 때문에 빚어지는 잔류응력이 소성 풀림(plastic relaxation)되면서 입

자 주위에 펀칭(punching)되는 전위 때문인 것으로 관찰되었다[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, GND를 고려함으로써 미세 구조에서의 입자 크기에 의존하는 강화기구를 설명할 수 있게 되었다. 대표적인 관련이론으로는 물리적 크기 규모가 작아지면 응력이 국부 지점 및 그 주위의 변형율, 즉 변형율 구배에 영향을 받아 증가되는 것을 설

1. 한남대학교 기계공학과 대학원

2. 영평기계설비㈜

교신저자: 한남대학교 기계공학과, E-mail: suhy@hnu.kr

명하는 구배 소성이론(strain-gradient plasticity, SGP)이 있는데[5, 6], SGP는 단위 셀이나 실제 미세구조 모델에서의 변형을 구배를 계산하여 크기 의존 효과를 비교적 잘 나타낼 수는 있으나, 복합재 단위 셀의 경우, GND가 셀 전체에 형성되었다고 가정하여 유동응력을 계산하기 때문에 복합재의 입자크기 의존 효과를 고려하여 국부적으로, 특히 GND의 외부 경계 영역에서 현격한 응력차이로 인해 일어날 수 있는 연성 파손의 위치를 정확히 예측하기는 어렵다. Kim 등[7]은 크기 의존 소성역학을 입자 강화 복합재의 유한요소 모델링에 적용하여 국부적인 변형도 크기 효과를 고려하여 효율적으로 모델링하는 방법을 제시하였으며, 또한 본 연구의 선행 연구로써, Suh 등[8]도 Shibata 등[9]이 제안한 펀치 거리 식과 Ashby[4] 유형의 전위밀도 식을 유한요소해석 소프트웨어인 Abaqus[10]에 적용하여 금속기지 복합재에서 파손을 포함한 국부적인 응력 변화를, 크기 효과를 고려하여 예측할 수 있음을 보인다. 본 연구에서는 Suh 등[8]이 활용한 Ashby 유형의 전위밀도식 대신, Taya[11]가 체적비를 고려하여 제시한 밀도식을 적용하여 동일재료의 강도의 크기 의존 효과를 관찰하였다.

2. 이론 및 모델링

2.1 전위 펀칭

금속기지 복합재를 제조할 때 입자와 기지재간 열팽창계수의 상이함으로 인해 냉각 시에 잔류응력이 발생한다. 이 잔류응력이 어느 일정한 값을 상회하면 응력을 완화하기 위하여 전위가 기지재에 펀칭된다. Tanaka 등[12]은 Eshelby 이론[13]을 이용하여 분산강화 합금의 변형 중에 입자에서 발생하는 다면 루프(prismatic loop)가 펀칭되는 현상을 검토하였으며, Taya 등[11]은 Eshelby 이론을 이용하여 열팽창계수의 상이함으로 비롯되는 고유변형률(eigenstrain)을 균일하게 회석하는 개념을 적용함으로써 구형 입자(spherical particle)로부터 발생하는 전위를 분석하였다. 이들의 균일한 회석방법이 증명되지 않았기 때문에, Shibata 등[9]은 이 점을 보완하고, 소성일로 인한 에너지 발산을 정확히 계산함으로써 Taya 등[11]의 결과를 더욱 향상시켰다. 이들은 또한 입자의 체적율을 펀칭거리 계산에 고려하였다.

펀칭거리를 계산하기 위하여 본 연구에서는 앞

서 Suh 등[8]이 수행한 연구에서와 같이, Shibata 등[9]이 유도한 식을 적용하였다. 입자는 탄성으로 가정하였고, 이를 둘러싸고 있는 기지재는 등방성 탄소성 재료로 가정하였다.

입자의 체적비를 고려하면 펀칭으로 인한 이동거리 r_p 는 다음과 같다[9].

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

여기서

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

또한

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

여기서 r 은 입자의 크기, f 는 입자의 체적비, τ_y 는 전단 항복 응력이며 $\Delta\alpha = \alpha_p - \alpha_m$, $\bar{\lambda} = \lambda^* - \lambda$, $\bar{\mu} = \mu^* - \mu$, 그리고 α_p , α_m , λ^* , λ , G^* and G 는 각각 입자와 기지재의 열팽창계수, 입자와 기지재의 라메(Lame) 상수, 그리고 입자와 기지재의 전단탄성계수이다. ν 는 기지재의 프와송비이다. 펀칭으로 인한 소성영역이 단위 이웃의 소성영역과 닿으면, 소성유동이 원활하게 되어 GND가 감소되어 정확한 평가가 어려우므로, 본 연구에서는 소성영역이 단위 셀 경계에 닿지 않는 상한을 다음과 같이 정하여 고려하는 입자의 체적비를 선택하였다.

$$r'_p \leq r(f)^{-1/3} \quad (4)$$

r'_p 는 임계 소성영역의 크기를 가리킨다. 간단한 계산을 통해 A356-T6의 경우, 임계 체적비가 25% 정도가 됨을 확인하였다. 이에 근거하여 시험 체적비를 5~20%로 선택하였다. 전위밀도 ρ_G 는 열팽창계수의 상이함으로 인한 변형율을 풀기 위하여 펀칭된 다면 루프의 총길이를 소성영역의 체적으로 나눈 것으로 정의하였다. Taya 등[11]이 입자의 체적비를 고려하여 제안한 입자 당 전위 루프의 총 개수 n_T 는 다음과 같다.

$$n_r = \frac{4 \cdot r \cdot \alpha'}{b} \quad (5)$$

여기서

$$\alpha' = \Delta\alpha \cdot \Delta T \left[\frac{1 - f \cdot \left(\frac{r_p}{r}\right)^3}{3 \cdot \left(\frac{r_p}{r}\right)^3 \cdot (1-\nu)} \right] [1 + \nu + 2 \cdot (1-2\nu) \cdot (f \cdot A - 1)] + 1$$

$$A = \frac{2 \cdot \eta_2 \cdot (1-2\nu)}{(1-\nu) \cdot \left[3f\eta_1 + (1-f) \cdot \left\{ \frac{1+\nu}{1-\nu} \eta_2 + \frac{3(1+\nu)}{1-2\nu} \right\} \right]}$$

$$\eta_1 = \frac{3\bar{\lambda} + 2\bar{\mu}^*}{2\bar{\mu}} = \frac{1+\nu}{1-2\nu} \cdot \frac{E^*}{E}$$

$$\eta_2 = \frac{3\bar{\lambda} + 2\bar{\mu}}{2\bar{\mu}} = \eta_1 - \frac{1+\nu}{1-2\nu}$$

여기서 E^* and E 는 각각 입자와 기지재의 탄성계수이다. 이 식을 활용하여 구형 입자 주위의 GND 밀도 ρ_G 는 다음과 같이 유도된다.

$$\rho_G = \frac{n_r \cdot 2 \cdot \pi \cdot r}{\frac{4}{3} \cdot \pi \cdot (r_p^3 - r^3)} \quad (6)$$

여기서 b 는 Berger 벡터이며, Arsenault 와 Shi[1]의 강도 식을 적용하면, 유동 응력은 다음과 같이 표시된다.

$$\sigma = \sigma_y + aGb\sqrt{\rho_G} \quad (7)$$

σ_y 는 항복 응력이며, Hansen[14]이 알루미늄으로 얻은 $a = 1.25$ 를 사용하였다. SiC_p/A356-T6 복합재의 경우, 구형 입자 주위의 소성영역에 형성되는 예측 전위밀도 대 입자 체적비 및 크기의 관계를 Fig. 1 에 보인다. 5 μm 이하의 입자 크기에서 전위 밀도가 급상승 함을 관찰할 수 있다. 일정한 입자 크기에서 체적비가 증가해도 전위밀도는 경미하게 증가함을 보인다. 그나마 그 기울기도 입자 크기가 증가할수록 무시할만하게 작아짐을 관찰할 수 있다. Arsenault 등[15]도 20% SiC_p/Al1100 복합재를 TEM 으로 관찰했는데, 입자 크기가 작

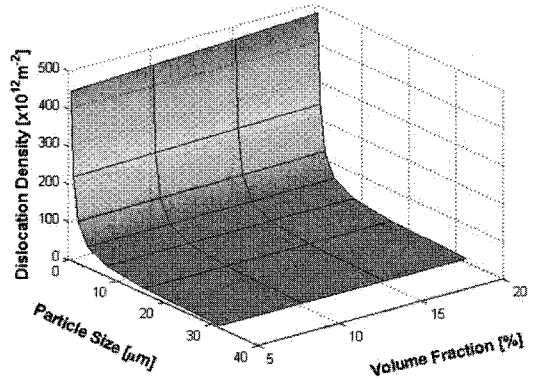


Fig. 1 GND density vs. particle size and volume fraction calculated from equation (6)

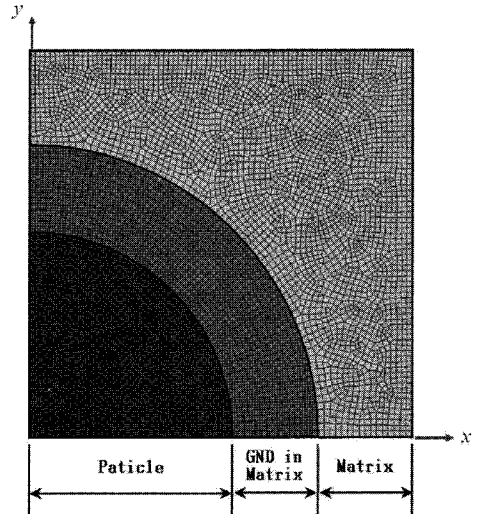


Fig. 2 Finite element meshes of an axisymmetric unit cell with perfectly bonded interface

아질수록 Fig. 1 과 유사하게 전위밀도가 높아짐을 보고하였다. Fig. 1 에 보인 전위밀도의 크기는 입자의 크기가 작아질수록 Suh 등[8]이 보인 것 보다 전반적으로 작아지는 것을 관찰하였다. Fig. 1 과 식(7)을 통하여, GND 영역 내의 유동 응력도 유사한 거동을 보일 것으로 유추할 수 있다.

2.2 유한요소 모델링

재료는 SiC_p/A356-T6 복합재를 선정하였으며, Abaqus 를 활용하여 축대칭 단위 셀(unit cell)로 모델링 하였다. 축대칭 단위 셀은 하나의 입자를 육각주 셀로 가정하고 이를 다시 근사적으로 구형

으로 가정하여 축대칭성을 활용할 수 있게 함으로써 비교적 간단하게 효율적으로 입자강화 복합재의 거동을 예측할 수 있게 한다. 유한요소 모델을 Fig. 2 에 보인다. x 축과 y 축은 대칭축이며, 상부 경계를 따라 양의 y 방향으로 변위를 부여하였다. y 축의 상대편에 있는 변위는 주기적 대칭 조건을 부여하여 견인력(traction)이 영이며, 변이 직선을 유지하며 움직일 수 있도록 하였다. 복합재의 응력-변형을 관계는 매 증분마다 단위 셀의 상부에 걸리는 하중의 합을 단면적으로 나누어 진응력(true stress)을 구하고, 매 증분마다의 변위를 단위 셀의 길이로 나누고 이를 진변형률(true strain)로 변환하여 나타내었다.

요소는 수렴성을 확인하여 7000 개 안팎으로 조절하되 보다 작은 요소를 응력의 적지 않은 차이가 예측되는 입자와 기지재 사이에 배치하였다

SiC입자는 등방성과 탄성을 가지는 것으로 가정하였으며, 이것의 탄성계수와 프와송비, 열팽창계수는 각각 427 GPa, 0.17, 및 $4.3 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 이다. A356-T6 알루미늄 합금 기지재는 등방성과 탄소성으로 가정하였고, 버거(Burger)백터 b 는 0.283nm로 가정하였다. 기지재의 항복 응력, 탄성계수, 프와송비, 열팽창계수는 각각 208MPa, 76GPa, 0.33, 및 $23.63 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 이다[16]. 단축 응력 - 소성변형률의 관계식은, Lloyd[2]의 실험측정치로부터 Q_u 등 [16]이 피팅(fitting)하여 얻은 데이터를 활용하였다. 복합재 제조 후, 냉각 시의 최대 변화온도는 474 $^{\circ}\text{C}$ 로 가정하였다.

3. 결과 및 토론

입자의 체적비가 15%, 크기가 7.5 μm 및 16 μm 인 경우 복합재의 진응력 - 진변형률의 예측 및 실험치[2]를 Fig. 3 에 보인다. 비교를 위하여 GND가 없는 경우(전통적인 소성이론에 상응하며, 입자의 크기에 상관없이 동일한 응력이 계산된다)의 예측치를 포함하였다. 변형률이 상당히 증가하면 파손이 일어날 수 있기 때문에, 변형률이 0.012까지만 나타내었다. GND가 없는 경우를 제외하고는 예측치가 실험값과 잘 들어맞음을 볼 수 있으며, 실험값과 마찬가지로 입자의 크기에 따라 강도가 변화하는 것을 확인할 수 있다.

고정된 두 체적비에서 다양한 입자의 크기에 의하여 변화하는 유동응력 곡선을 Fig. 4 에 도시하였다. 예측된 바와 같이 두 체적비 모두에서,

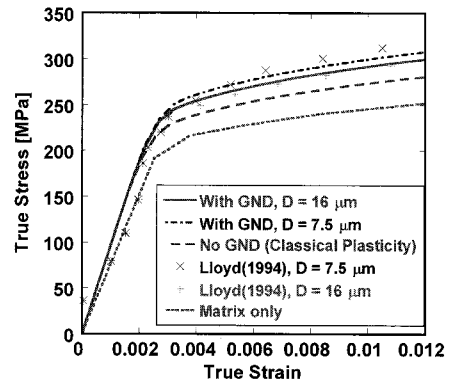


Fig. 3 Comparison of numerical and Lloyd's[2] experimental composite true stress-true strain curves for particle sizes of $D = 7.5\mu\text{m}$ and $16\mu\text{m}$

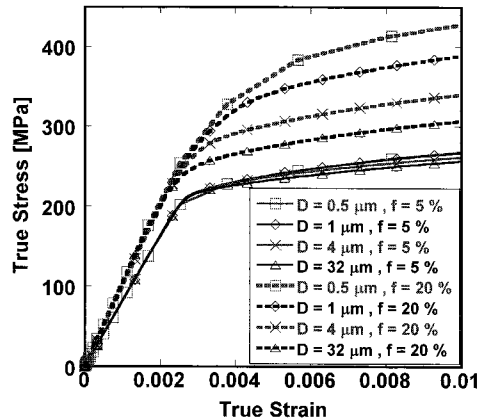


Fig. 4 Predicted composite flow stresses for a fixed particle size with different volume fractions

입자의 크기가 감소하는 경우에 강도가 높아짐을 볼 수 있으나, 상대적으로 높은 체적비에서의 유동응력 곡선이 더 큰 차이를 보여주고 있다. 이는 GND 영역의 강도가 기지재의 강도보다 상대적으로 높고, 입자의 크기가 작아질 경우에는 그 차이가 더 커지며, 체적비가 작은 경우에는 GND 영역에서 하중을 분담하여 받는 용량이 상대적으로 작아 전체 강도 증가에 큰 영향을 미치지 못하기 때문인 것으로 보인다. 또한 더 작은 입자와 더 높은 체적비를 갖는 복합재가 탄소성 천이부분에서 상대적으로 높은 변형 경화율을 보여준다.

Fig. 5 는 입자크기에 따른 복합재의 표준화(normalized) 항복응력을 다양한 체적비(강화 입자가 전혀 없는 체적비 0 의 경우도 포함) 및 입자

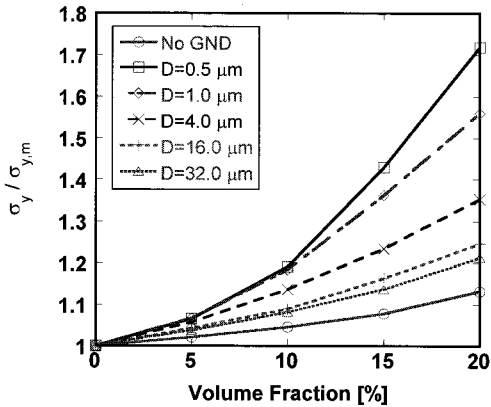


Fig. 5 Predicted normalized composite yield stresses (0.2% offset) for various volume fractions and particle sizes

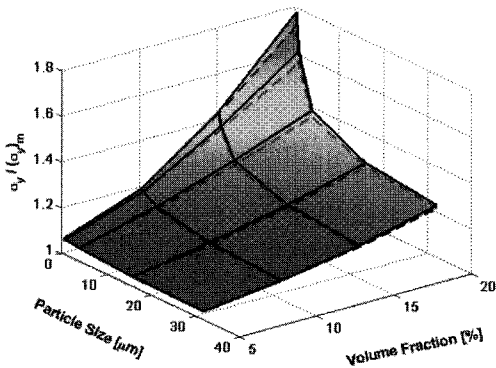


Fig. 6 Three dimensional representation of Fig. 5 in comparison with the results by Suh et al.[8] (Dotted and solid lines indicate strength based on Taya (employed in the present study) and Ashby density equations[4, 8], respectively

크기에 대하여 도시한 것이다. 항복응력은 0.2% 오프셋을 적용하였다. 전체적으로 입자 크기가 작아질수록, 체적비가 커질수록 항복응력이 커짐을 관측할 수 있다. 같은 재료는 아니지만, 이와 유사한 거동을 Arsenault 등[15](SiC_p/Al1100)과 McDanels[17](SiC_p/Al6061-T6)가 실험을 통해서 관찰한 바 있다. 입자크기가 커질수록, GND 영역의 강도가 기지재의 강도에 가까워지기 때문에 항복응력은 GND 가 없는 경우의 항복응력에 가까워진다.

한편 입자가 작아질수록, 체적비가 커질수록, 복합재 강도가 무한대로 증가하는 것처럼 보인

다. Arsenault 와 Shi[1]는 경험적으로 전위밀도가 10¹⁶m⁻² 이상은 증가하지 못할 것임을 보고한 바 있다. 또한 체적비의 경우에도, 앞의 2.1 절에서 설명한 바와 같이, 단위 셀 경계에 GND 로 인한 소성영역이 닿지 않는 상한을 적용한다면 아주 높은 체적비에서는(SiC_p/A356-T6 의 경우에는 25% 이상) 강도 증가가 그리 크지 않을 것으로 보인다.

Fig. 6 에, Suh 등[8]이 Ashby[4] 유형의 전위 밀도식을 활용하여 계산한 표준화 항복응력을, 본 연구에서 적용한 Taya 등[11]의 전위 밀도식으로 계산한 것과 비교하였다. Taya 밀도식으로 계산한 경우 복합재료의 강도의 크기가 입자의 크기가 작아질수록, 체적비가 커질수록 약간 작아지나, 전체적으로는 유사한 강도의 변화를 보임을 관찰하였다.

4. 결론

유한요소법을 활용한 미세구조 모델링을 통하여 입자 주위를 둘러싼 GND 에 의한 길이 스케일 의존 강화효과를 보였다. 이 방법은 연속체 역학적으로 접근하였으며, 각 입자 주위에 소성 편칭으로 인해 형성되는 GND 의 크기를 계산하고, Taya 등[11]이 입자의 체적비를 고려하여 제안한 입자당 다면 루프 개수 식으로부터 밀도 및 GND 영역의 유동응력을 계산한 후, 이를 기반으로 유한요소 해석을 수행하였다. 입자 경계면에서 파손이 없다고 가정할 때, Suh 등[8]이 Ashby[4] 유형의 전위밀도식으로 계산한 바와 같이 입자크기가 작아질수록, 그리고 체적비가 커질수록 0.2% 오프셋 항복응력이 증가함을 보였다. 또한 입자의 크기가 일정할 경우에는 체적비가 증가할수록 GND 에 의한 응력 증가가 더 큼을 보였다. 재료는 다르지만, 입자의 크기와 체적비가 강도변화에 직접적인 관계가 있음을 관찰한 기존의 실험결과들과도 정성적으로 일치함을 확인하였다.

또한 Suh 등[8]이 Ashby[4] 유형의 전위 밀도식을 활용하여 계산한 결과와 비교할 때, Taya 등[11]의 전위 밀도식으로 계산한 복합재료의 강도의 크기가 입자의 크기가 작아질수록, 체적비가 커질수록 약간 작아지나, 전체적으로는 유사한 강도의 변화를 보임을 관찰하였다. 이에 대한 보다 자세한 연구가 진행되고 있다.

후 기

본 연구는 첫 번째 저자에게 수여된 2008 년 한남대학교 연구지원비의 부분적인 지원과 한국연구재단의 2009 년 기초연구사업(일반연구자지원사업-지역대학우수과학자)과제(2009-0067283)의 지원으로 진행되었으며 두 기관의 지원에 대하여 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] R. J. Arsenault, N. Shi, 1986, Dislocation Generation due to Differences between the Coefficients of Thermal Expansion, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 81, pp. 175~187.
- [2] D. J. Lloyd, 1994, Particle Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 39, No. 1, pp. 1~23.
- [3] M. Vogelsang, R. J. Arsenault, R. M. Fisher, 1986, An In Situ HVEM Study of Dislocation Generation at Al/SiC Interfaces in Metal Matrix Composites, *Metall. Trans. A*, Vol. 17, No. 3, pp. 379~389.
- [4] M. F. Ashby, 1970, The Deformation of Plastically Non-homogeneous Materials, *Philos. Mag.*, Vol. 21, No. 170, pp. 399~424.
- [5] N. A. Fleck, J. W. Hutchinson, 1993, A Phenomenological Theory for Strain Gradient Effects in Plasticity, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 41, No. 12, pp. 1825~1857.
- [6] N. A. Fleck, G. M. Muller, M. F. Ashby, J. W. Hutchinson, 1994, Strain Gradient Plasticity Theory and Experiment, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, No. 2, pp. 475~487.
- [7] S. H. Kim, H. Huh, H. T. Hahn, 2005, The Size Effect in Particulate Composite Materials-Size-Dependent Plasticity, *Proc. Kor. Soc. Tech. Plast. Conf.*, Jinju, Korea, p. 167.
- [8] Y. S. Suh, S. P. Joshi, K. T. Ramesh, 2009, Continuum Microstructural Modeling of the Length-Scale Dependent Strengthening and Failure in Particle Reinforced Composites, *Acta Metall. Mater.*, doi:10.1016/j.actamat.2009.08.010.
- [9] S. Shibata, M. Taya, T. Mori, T. Mura, 1992, Dislocation Punching from Spherical Inclusions in a Metal Matrix Composite, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, No. 11, pp. 3141~3148.
- [10] DSSC, 1998, ABAQUS User's manual, Hibbit, Karlsson & Sorensen, inc., New York, USA.
- [11] M. Taya, K. E. Lulay, D. J. Lloyd, 1991, Strengthening of a Particulate Metal Matrix Composite by Quenching, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39, No. 1, pp. 73~87.
- [12] K. Tanaka, K. Narita, T. Mori, 1972, Work Hardening of Materials with Strong Inclusions after Prismatic Punching, *Acta Metall.*, Vol. 20, No. 3, pp. 297~304.
- [13] J. D. Eshelby, 1959, The Elastic Field Outside an Ellipsoidal Inclusion, *Proc. R. Soc. London, Ser. A*, Vol. A252, pp. 561~569.
- [14] N. Hansen, 1977, The Effect of Grain Size and Strain on the Tensile Stress of Aluminium at Room Temperature, *Acta Metall.*, Vol. 25, No. 8, 1977, pp. 863~869.
- [15] R. J. Arsenault, L. Wang, C. R. Feng, 1991, Strengthening of Composites due to Microstructural Changes in the Matrix, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39, No. 1, pp. 47~57.
- [16] S. Qu, T. Siegmund, Y. Huang, P. D. Wu, F. Zhang, K. C. Hwang, 2005, A Study of Particle Size Effect and Interface Fracture in Aluminum Alloy Composite via an Extended Conventional Theory of Mechanism-based Strain-Gradient Plasticity, *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 65, No. 7-8, pp. 1244~1253.
- [17] D. L. McDanel, 1985, Analysis of Stress-Strain, Fracture, and Ductility Behavior of Aluminum Matrix Composites Containing Discontinuous Silicon Carbide Reinforcement, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 16, No. 6, pp. 1105~1115.