

論文

Eshelby model을 이용한 입자 강화형 금속복합재료의 기계적 성질 예측

서영호* · 강충길**

Estimation of mechanical properties for particles reinforced metal matrix composite by Eshelby model

Y. H. Seo* and C. G. Kang**

ABSTRACT

The mechanical properties of the discontinuous reinforced metal matrix composites were predicted by the three dimensional Eshelby model. The shape of ceramic particles were assumed to be prolate spheroids. First, under the external loading the average elastic modulus and yield strength were predicted with the inner stress occurred in the matrix and the reinforcements in elastic regions. During plastic flow, the internal stresses between the matrix and reinforcement increase. But relaxation processes of dislocations decreased the internal strain energy and caused the work-hardening rate to depart from linear response. The experimental values were compared and examined with the theoretical values according to the various aspect ratio and volume fractions of the reinforcements. And the effects of relaxed misfit exponents were considered and the thermal residual stresses have been considered on mechanical behaviour during the early stages of deformation.

초 록

본 연구에서는 3차원 에셀비(Eshelby) 모델을 이용하여 불연속강화 금속복합재료의 기계적 성질을 예측하였다. 세라믹 입자들의 형상은 회전타원체로 가정하였다. 먼저, 외부 부하의 작용하에서 기지재와 강화재에 발생하는 내부응력과 함께 평균탄성계수와 항복강도를 탄성범위내에서 예측하였다. 소성유동이 진행되는 과정에서, 기지재와 강화재사이의 내부응력은 증가한다. 그러나 전위의 풀립현상은 내부변형률에너지를 저하시키고 가공경화속도를 떨어뜨린다. 실험값들은 강화재의 다양한 종횡비와 체적함유율의 변화에 따른 이론해석의 결과와 비교검토되었다. 그리고 변형의 초기 과정중에 기계적 거동에 두드러진 영향을 주는 열잔류응력과 함께 불일치완화지수의 영향도 고려하였다.

기 호 설 명

C_c	: Composite stiffness tensor	$\bar{\sigma}_{1M}$: the average transverse matrix stress
C_i	: Inclusion(reinforcement) stiffness tensor	σ_{ten}^A	: applied tensile stress
		$\bar{\sigma}_{3M}$: the average axial matrix stress

* 부산대학교 대학원

** 부산대학교 정밀기계공학과

C_M	: matrix stiffness tensor	$\Delta\sigma$: the matrix deviatoric stress
f	: volume fraction of the reinforcement	σ_p	: the reinforcement deviatoric stress under an applied load
n	: relaxed misfit exponent	σ_{YM}	: yield stress of the matrix
s	: aspect ratio of the reinforcement	$\langle\sigma\rangle_M$: the mean internal stress in the matrix
ρ_p	: density of the reinforcement (g/cm^3)	$\langle\sigma\rangle_i$: the mean internal stress in the reinforcement
ρ_m	: density of the matrix (g/cm^3)	$\langle\sigma\rangle_M^A$: the mean internal stress in the matrix under an applied load
$\overline{\varepsilon}_C^A$: the volume averaged composite strain under an applied load	$\langle\sigma_3\rangle_M^A$: the axial stress of $\langle\sigma\rangle_M^A$
$\langle\varepsilon\rangle_C$: the mean composite strain arising from the internal stresses caused by the stiffness mismatch	$\langle\sigma_1\rangle_M^A, \langle\sigma_2\rangle_M^A$: the transverse stress of $\langle\sigma\rangle_M^A$
ε_M^p	: global plastic strain undergone by the matrix	$\langle\sigma\rangle_M^{AT}$: thermal contraction stress in the matrix
ε^{r*}	: plastic misfit strain	$\langle\sigma\rangle_M^p$: the mean internal stress of the matrix arising from plastic flow
ε_M^{p*}	: misfit strain in the matrix after relaxed plastic flow		
σ^a	: applied stress		

1. 서 론

경량화 핵심소재의 개발을 위하여 금속자체의 비강성과 비강도를 향상시키는 방법이 다각도로 연구되고 있다. 이를 위한 방법으로는 새로운 석출물을 생성시켜서 향상시키는 방법이 있는데, 합금 원소를 첨가함으로써 내부의 화학반응에 따라 새로운 성질의 재질을 만들어냄으로써 기계적 성질을 향상시키는 방법이 최근들어 더욱 활발하게 연구되고 있다[1,2]. 또 다른 방법으로는 처음부터 전혀 기계적 성질이 다른 이종 재료를 혼합하여 금속복합재료를 제조함으로써 향상시키는 방법이 있다.

금속복합재료의 기계적 성질을 예측하기 위하여 많은 연구가 진행되어왔다. 강화제로는 장섬유, 단섬유, 입자형태 등 여러 가지에 대하여 적용되었는데, 지금까지의 연구를 살펴보면 다음과 같다. 유한요소해석을 통한 기계적 성질 예측[3~5]에서는 3차원 탄소섬유유한요소 해석으로 열처리 효과로 인한 잔류 응력이 기계적 성질에 미치는 영향을 연구하였으나 다양한 실험조건들과 비교검토되지 않았으며, 강화제의 배열조건이 제한적으로 제시되고 있다. 그리고 2차원 유한요소 해석과 3차원 유한요

소 해석의 차이에 관하여 검토하고 있으나 정량적, 정성적 분석이 수행되지 못하였고, 강화제의 회전 각도에 따른 인장강도의 예측에서는 입자 강화제의 형상 정의가 명확하지 못하고 실험데이터와 비교/검토되지 못하였다. Eshelby model을 이용하여 내부응력으로 인한 가공경화를 예측[6]하는 연구가 수행되었으며, 미시조직적인 측면과 관련한 기계적 성질 예측[7] 및 금속복합재료의 기계적 성질을 개선시키기 위한 고온/초소성에 관한 연구[8~11]에서는 실험을 통하여 재료거동과 기계적 성질을 고찰하였다. 또한 기지재와 강화제 사이의 계면에서 변형에 따른 기공의 형성이 기계적 성질에 미치는 영향을 2차원 FEM model을 이용하여 해석[12, 13]하여 실험치와 비교하였다. 강화제의 계면에서 온도와 시간에 따라 나타나는 반응층의 두께가 파괴에 미치는 영향을 미시역학적으로 연구하였으며 [14], 본 연구에서 적용한 것과 똑같은 회전타원체 모양의 강화제를 이용하여 강화제 표면에서의 기공생성 모델을 제안하였다[15].

지금까지 연구결과를 살펴본 바와같이, 입자강화형 금속복합재료에 대하여 3차원 모델의 이론해석을 통한 예측이 실험결과와 정량적인 비교·검토가 부족하며, 한 부분에 국한된 연구가 대부분이

다. 따라서 본 연구에서는 용탕강제교번법을 이용하여 제조한 입자강화형 금속복합재료가 2차 압출 공정을 거치고 난 후의 기계적 특성과 3차원 Eshelby model을 이용한 이론해석치를 비교하여 간단한 해석 방법을 제안하고자한다. 또한, 열처리로 인한 내부 잔류 응력의 특성까지 고려하여 실제 입자강화형 금속복합재료의 기계적 성질을 정량적으로 예측할 수 있도록 한다. Eshelby model을 이용하여 강화재의 종횡비와 체적함유율에 따라서 해석한 결과치와 실제 금속복합재료의 실험치를 비교 검토하고자 한다. 그 결과 연신율이 급격히 떨어지는 원인에 대하여 고찰하고 복합재료의 강도해석에 필요한 기초 데이터로써 활용할 것이다.

2. 열간 압출 실험

열간 압출 실험 장비는 25 ton 만능 재료 시험기 (universal testing machine), 가열용 전기로, 압출 펀치, 상하부 컨테이너(upper and lower container), 압출 다이 및 더미 블록(dummy block)으로 구성된다. 압출비(입구 단면적/출구 단면적)는 8.51로 하였다.

용탕강제혼합법으로 제조한 균일 분산된 금속복합재료를 $\phi 35 \text{ mm} \times L 60 \text{ mm}$ 로 절삭 가공하여 압출용 빌렛을 제작하였다. 먼저 압출용 빌렛, 압출 다이 및 더미 블록에 윤활제를 바른 후 상부 컨테이너에 넣고서 전기로를 사용하여 다이, 펀치 및 컨테이너를 실험 온도까지 가열하였다. 실험 온도 $T_0 = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ 에 이르면 이 온도에서 균일한 온도 분포가 이루어지도록 일정 시간(10분)동안 온도를 유지시킨 후 펀치로 더미를 가압하여 압출 실험을 하였다. 압출 속도 V_0 는 압출재의 표면에 결함이 나타나지 않게끔 예비 실험을 통하여 얻은 2 mm/min 으로 하였다.

3. Eshelby model을 이용한 이론 해석

3-1. 물성치 및 모델링

본 연구에서 적용하는 입자강화형 금속복합재료의 기계적 성질을 예측하는 것은 이종 재료가 섞여 있는 다른 경우에도 적용이 가능하다. Eshelby model을 이용하여 해석할 경우 강화재의 형상에 다소 제한이 있다. 해석이 가능한 강화재 형태는

실린더 모양(fiber), 회전타원체(prolate spheroid), 구형(sphere), 편원(oblate spheroid) 및 판(plate) 등으로써 Fig. 1에 나타내었다. 실린더 형태의 강화재는 장섬유에 적용할 수 있고, 판 형태의 강화재는 종횡비가 매우 낮은 경우에 이용할 수 있다. 회전타원체와 편원의 경우에는 종횡비의 변화를 고려할 수 있기 때문에 본 연구에서는 세라믹 입자 강화재의 형상을 종횡비를 고려한 회전타원체로 가정하여 해석에 적용하였다. 해석을 위해 필요한 재료의 물성치는 항복 응력(σ_y), 탄성계수(E), 프와송 비(ν), 열팽창 계수(α) 등이다. SiC_p 와 Al6061의 입력 데이터는 Table 1 과 같다.

앞선 논문에서 이미 Eshelby model을 이용하여 탄성영역에서 입자강화형 금속복합재료의 탄성계수와 항복응력을 예측한 바 있다[16].

평균변형율과 평균응력은 기지재영역과 강화재영역으로 나누어서 해석하였다. 실험으로 얻어진 기지재 Al6061의 물성치를 그대로 이론 해석에 적용시켜서 계산하였다. 기지재와 강화재는 서로 기계적 성질이 다르기 때문에 재료내부에서 불균일한 상태를 나타낸다. 그러므로 온도변화와 외부하중으로 인해서 강화재에 발생하는 최종 변형형상과 표면장력이 똑같이 나타날 수 있는 기지재와 같은 재료의 가상입자를 가정하므로써 단일 재료에 대한 해석으로 고려할 수 있다. Eshelby이론의 기본적인 모델은 Fig. 2와 같다. 먼저 강화재의 형상을 타원형상으로 가정한다. 만약 기지재 영역에서 일부분을 타원형상으로 잘라내면 잘려져 나온 부

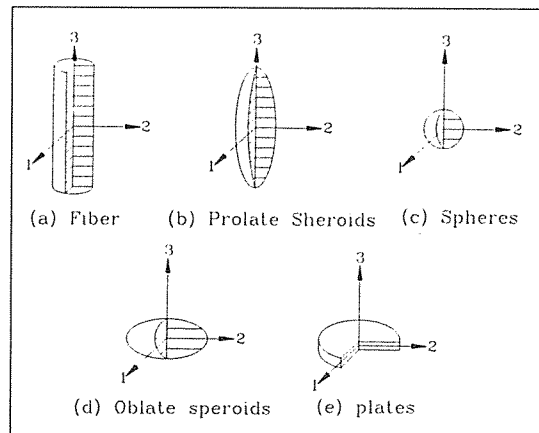


Fig. 1. Various shapes of goast inclusions in the Eshelby analysis.

Table 1. Mechanical properties of Al6061 and SiC_p

Mechanical properties	Symbol	Al6061	SiC _p
Yield stress (MPa)	σ_y	300	x
Elastic modulus (GPa)	E	69	450
Poisson's ratio	ν	0.33	0.17
Coefficient of thermal expansion ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{k}$)	α	23.6	5.4

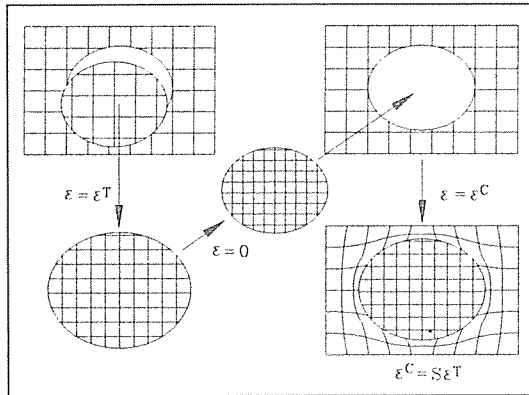


Fig. 2. Modelling the inclusion and the matrix shapes.

분에는 응력이 걸리지 않게 되어 타원형상을 유지한 채로 크기의 변화가 생긴다. 이 때의 변형율을 변환변형율 ϵ^T 로 정의한다. 잘려진 부분을 다시 원 위치로 되돌리기 위해서 $\epsilon=0$ 인 상태로 만들어서 붙이면 계면을 따라 미끄럼은 발생하지 않으면서 변형이 일어나고 표면장력이 제거된다. 이렇게 하여 평형상태에 도달했을 때의 변형율을 구속변형율 ϵ^C 로 정의한다.

3-2. 탄성변형

강화재의 내부응력 σ_I 는 변형율 ($\epsilon^C - \epsilon^T$)와 재료의 강성텐서 C_M 을 이용해서 다음과 같이 계산할 수 있다.

$$\sigma_I = C_M(\epsilon^C - \epsilon^T) \dots\dots\dots (1)$$

Eshelby 'Sij' 텐서에 의해서 ϵ^T 로부터 ϵ^C 를 구할 수 있다.

$$\epsilon^C = S_{ij} \epsilon^T \dots\dots\dots (2)$$

Eshelby S_{ij} 텐서는 강화입자의 종횡비와 포와송비 ν 로 계산할 수 있다. 강화재를 회전타원체로 가정하는데, 변형영역의 초기형상이 타원형일 경우 변형이 일어난 후에도 계속해서 타원형상을 유지하기 때문에 강화재 내부의 응력과 변형율이 균일하게 되어서 수학적인 해석이 가능하다. S_{ij} 는 다음과 같이 정의된다.

$$S_{11} = S_{22} = Q + RI_1 + \frac{3T}{4}$$

$$S_{33} = \frac{4Q}{3} + R(4 - 2I_1) + 2s^2T$$

$$S_{12} = S_{21} = \frac{Q}{3} - RI_1 + \frac{4T}{3}$$

$$S_{13} = S_{23} = -RI_1 - s^2T$$

$$S_{31} = S_{32} = -R(4 - 2I_1) - T$$

$$S_{44} = S_{55} = 4R - I_1R - (1 + s^2)T$$

$$S_{66} = \frac{2Q}{3} + 2I_1R + \frac{T}{2}$$

$$I_1 = \frac{2s}{(s^2 - 1)^{3/2}}(s(s^2 - 1)^{1/2} - \cosh^{-1}s)$$

$$Q = \frac{3}{8(1 - \nu)}, R = \frac{1 - 2\nu}{8(1 - \nu)}, T = Q \frac{(4 - 3I_1)}{3(s^2 - 1)}$$

$$I_3 = 4 - 2I_1 \dots\dots\dots (3)$$

많은 개재물을 포함하는 실제 복합재료 모델로 해석을 확대하기 위하여 혼합법칙(rule of mixture)을 이용하였다.

$$(1 - f)\langle\sigma\rangle_M + f\langle\sigma\rangle_I = 0 \rightarrow \langle\sigma\rangle_M = -\frac{f}{1 - f}\langle\sigma\rangle_I \dots\dots\dots (4)$$

변환변형율 ϵ^T 는 다음과 같다.

$$\epsilon^T = -\{(C_M - C_I)[S_{ij} - f(S_{ij} - I)] - C_M\}^{-1} (C_M - C_I)\epsilon^C \dots\dots\dots (5)$$

ϵ^T 가 구해지면, 강화재와 기지재의 평균응력을 얻을 수 있다.

$$\langle\sigma\rangle_M = -fC_M(S_{ij} - I)\epsilon^C \dots\dots\dots (6)$$

$$\langle \sigma \rangle_I = (1 - f)C_M(S_{ij} - I)\epsilon^T \dots\dots\dots (7)$$

탄성영역에서 정의되는 부하하중은 다음과 같이 유도된다.

$$\sigma^A = C_C [C_M^{-1}\sigma^A - f\{(C_M - C_I)[S - f(S - I)] - C_M\}^{-1} \times (C_M - C_I)C_M^{-1}\sigma^A] \dots\dots\dots (8)$$

식(8)에서 복합재료의 강성텐서 C_C 에 대해서 전개하면 아래의 식으로 표현된다.

$$C_C = [C_M^{-1} - f\{(C_M - C_I)[S - f(S - I)] - C_M\}^{-1} \times (C_M - C_I)C_M^{-1}]^{-1} \dots\dots\dots (9)$$

부하가 작용할 때의 응력 σ^A 와 변형률 ϵ^A 의 관계를 강성행렬 C_C 를 이용하여 나타낼 수 있다.

$$\sigma^A = C_C (\epsilon^A + f\epsilon^I) \rightarrow \epsilon_3^A + f\epsilon_3^I = C_{3C}^{-1} \sigma^A = \frac{\sigma^A}{E_{3C}} \dots\dots\dots (10)$$

축방향 탄성계수(Young's modulus)는 아래와 같이 구할 수 있다.

$$E_{3C} = \frac{1}{C_{3C}^{-1}} = \frac{\sigma^A}{\epsilon_3^A + f\epsilon_3^I} \dots\dots\dots (11)$$

하중으로 인하여 발생하는 평균기지재응력은 식(5)와 식(6)을 이용하여 다음과 같이 평가할 수 있다.

$$\langle \sigma \rangle_M^A = -fC_M(S - I)\{(C_M - C_I)[S - f(S - I)] - C_M\}^{-1} \times (C_I - C_M)C_M^{-1}\sigma^A \dots\dots\dots (12)$$

강화재가 정렬된 복합재료에 대해서 단축인장/압축의 경우 평균 축방향 및 횡방향 기지재 응력들이 다음과 같이 주어진다.

$$\bar{\sigma}_{3M} = \sigma^A + \langle \sigma_3 \rangle_M^A \quad \bar{\sigma}_{1M} = \bar{\sigma}_{2M} = \langle \sigma_1 \rangle_M^A = \langle \sigma_2 \rangle_M^A \dots\dots\dots (13)$$

Tresca 항복조건은 다음과 같다.

$$\sigma_{YM} = \bar{\sigma}_{3M} - \bar{\sigma}_{1M} (= \Delta\sigma) \dots\dots\dots (14)$$

그러므로 항복은 다음과 같은 부하 응력(σ^A)에서 발생한다.

$$\sigma^A = \sigma_{YM} - (\langle \sigma_3 \rangle_M^A - \langle \sigma_1 \rangle_M^A) \dots\dots\dots (15)$$

복합재료의 기지재 영역에서 항복을 발생시키는 편차응력 $\Delta\sigma$ 를 다음식으로 나타낼 수 있다.

$$\Delta\sigma = (\bar{\sigma}_{3M} - \bar{\sigma}_{1M}) = \sigma^A + (\langle \sigma_3 \rangle_M^A - \langle \sigma_1 \rangle_M^A) = P\sigma^A \dots\dots\dots (16)$$

P : 탄성영역에서 기지재가 부담하는 하중의 정도

위 식에서 새롭게 정의된 변수 P의 물리적 의미는 외부에서 가해진 하중이 강화재에 전달되고 난 후에 기지재에 작용하는 정도를 나타낸다.

복합재료 내부의 강화재가 받는 응력 σ_p 를 위의 결과와 식(4)를 이용해서 구할 수 있다.

$$\sigma_p = \frac{1-f}{f}(\sigma^A - \Delta\sigma) + \sigma^A \dots\dots\dots (17)$$

이상과 같이 탄성영역에서 복합재료의 탄성계수와 외부에서 가해진 하중에 대하여 기지재와 강화재에 부과되는 응력 및 Tresca 항복조건을 고려한 금속복합재료의 평균항복강도를 예측할 수 있었다.

기지재는 강화재에 비하여 탄성강도가 1/6 정도로 낮기 때문에 기지재의 소성변형이 먼저 발생한다. 외부에서 작용한 하중으로 인하여 σ^A 가 내부에 발생할 때 기지재에는 소성변형률 ϵ_M^p 만큼 일어나며, 기지재와 강화재 사이에 형상불일치로 인하여 나타나는 변형률 ϵ^I 로써 기지재의 응력변화량 $\langle \sigma \rangle_M^p$ 를 계산한다. 탄성영역에서는 복합재료의 항복강도에 해당하는 σ^A 를 예측할 수 있으며, 또한 강화재에 부과되는 응력도 예측이 가능하였다.

3-3. 소성변형

Fig. 3은 입자강화형 복합재료에 인장소성변형이 일어날 경우, 기지재와 강화재에 나타나는 변형 형태를 나타낸 것이다. Fig. 3(a)는 실제 복합재료에서 기지재가 ϵ^p 만큼의 소성변형률이 발생하는데 따라서 기지재와 강화재 사이의 형상불일치변형률

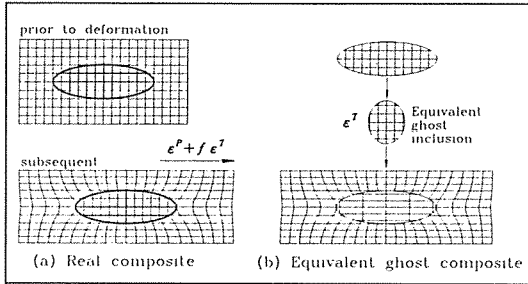


Fig. 3(a)(b). Tensile plastic deformation map showing the inclusion and the matrix shape.

ϵ^T 만큼 강화재가 변형한다. 결국 복합재료의 전체 평균변형률은 $\epsilon^p + f \epsilon^T$ 로 나타난다. Fig. 3(b)는 실제 강화재에 작용되는 표면응력과 똑같은 기지재와 같은 재료의 가상개재물을 가정하여 등가의 가상 복합재료를 이용하여 변형형태를 나타낸 것이다.

소성변형이 기지재 영역에 걸쳐 균일하게 발생한다면, Fig. 3과 같이 내부가 강화재 모양으로 잘려진 구멍과 강화재 사이에 형상의 불일치 영역이 나타나면서 응력의 집중현상이 야기된다. 응력집중은 가공경화현상과 바로 직결되어 정도가 심화되면 네킹으로 발전한다. 그러나 국부적으로 응력완화현상이 일어남으로써 네킹의 발생은 지연되어 계속해서 변형이 진행될 수 있을 것이다. 국부적인 응력완화현상을 무시할 때, 소성불일치는 다음과 같이 변환변형률로서 이용할 수 있다.

$$\epsilon^{*p} = -\epsilon_M^p \left(-\frac{1}{2}, -\frac{1}{2}, 1, 0, 0, 0 \right) \dots\dots\dots (18)$$

ϵ_M^p : 하중 방향으로 기지재에 나타나는 전체 변형률

소성변형시 형상불일치로 인하여 나타나는 기지재의 평균응력성분은 다음과 같다.

$$\langle \sigma \rangle_M^p = -f C_M (S - I) (C_M - C_I) [S - f(S - I)] - C_M^{-1} C_I \epsilon_M^p \dots\dots\dots (19)$$

위의 식은 기지재가 소성변형될 때 강화재가 받게되는 응력을 의미하며, 이것은 작용응력이 강화재의 체적함유율과 중형비가 증가할수록 커진다는

것을 알 수 있다.

이 때, 내부편차응력은 다음과 같다.

$$\Delta \sigma_M^p = \langle \sigma_3 \rangle_M^p - \langle \sigma_1 \rangle_M^p = -W \epsilon_C^p \dots\dots\dots (20)$$

ϵ_C^p : 복합재료의 소성변형률

새롭게 정의된 W의 물리적 의미는 단위소성변형률에 대한 내부편차응력을 나타내며, 복합재료의 소성변형률 ϵ_C^p 와 함께 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$\epsilon_C^p = \epsilon_M^p + f \epsilon^T \quad (f : \text{강화재의 체적함유율}) \dots\dots (21)$$

$$W = \Delta \frac{\sigma_M^p}{-\epsilon_C^p} \dots\dots\dots (22)$$

Tresca 항복조건을 적용하면, 외부하중 σ^A 에 대하여 다음이 성립한다.

$$P \sigma^A - W \epsilon_C^p = \sigma_{YM} \dots\dots\dots (23)$$

$$\sigma^A = \frac{\sigma_{YM} + W \epsilon_C^p}{P} \dots\dots\dots (24)$$

위 식(24)와 식(21)의 σ^A 와 ϵ_C^p 를 이용하면, 복합재료의 응력-변형률 선도를 완성할 수 있다. 이론치와 실험치를 비교하여 적절한 조건을 찾으면, 입자강화형 금속복합재료의 응력-변형률 관계를 예측할 수 있으며, 가공경화식으로 발전시켜 나가고자 한다.

Fig. 4는 소성변형영역에서 입자강화형 금속복합재료의 응력-변형률 선도를 작성하기 위하여 Eshelby 모델을 이용한 해석 절차를 간단하게 나타낸 것이다. 여기서는 기지재의 소성변형이 진행되면서 전위의 축적으로 인한 가공경화현상만이 고려된 경우이다. 전위의 축적은 기지재와 강화재의 계면에서 가장 두드러지게 나타날 것이다. 하지만 실제 현상에서 가공경화와 더불어서 전위의 풀림(Relaxation)현상도 함께 진행되기 때문에 변형률은 다음식과 같이 수정되어야 한다.

$$\epsilon_M^{*p} = \sqrt{\epsilon_M^p} \dots\dots\dots (25)$$

3.4. 열잔류응력 (Thermal residual stress)

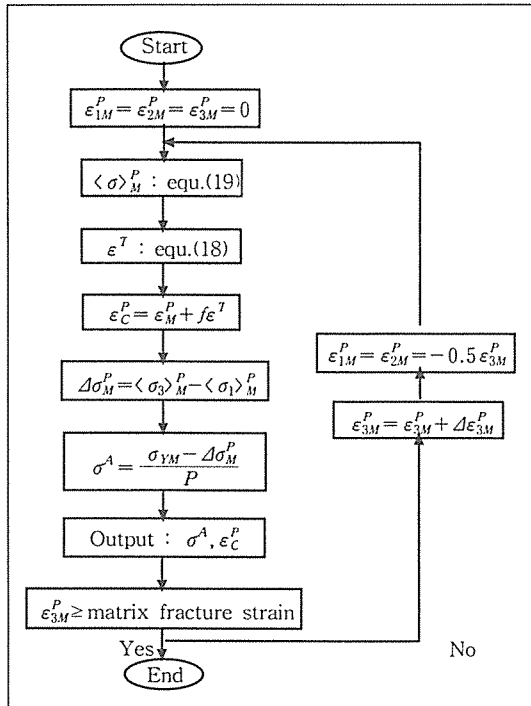


Fig. 4. Flow chart to predict the stress-strain relation of the particle reinforced MMCs.

복합재료 내부의 열잔류응력은 기계적 거동에 큰 영향을 미친다. 기지재와 강화재 사이에 열팽창계수가 크게 차이가 나기 때문에 금속복합재료의 제조 온도 혹은 열처리 온도로부터 냉각되면서 잔류응력이 발생한다. 열팽창계수가 상대적으로 훨씬 큰 기지재에는 인장잔류응력이, 이와 동시에 강화재에는 압축잔류응력이 각각 작용한다.

온도변화로 발생하는 변환변형률 ϵ^T 는 다음과 같이 정의된다.

$$\epsilon^T = (\alpha_M - \alpha_I) \Delta T \dots\dots\dots (26)$$

이때 온도만의 영향으로 기지재에 작용하는 응력 $\langle \sigma \rangle_M^A$ 는 식(26)과 식(6)으로부터 다음과 같이 나타난다.

$$\langle \sigma \rangle_M^A = -f C_M (S - I) \{ (C_M - C_I) [S - f(S - I)] - C_M \}^{-1} \times C_I (\alpha_M - \alpha_I) \Delta T \dots\dots\dots (27)$$

여기서, 다시 Tresca 항복조건을 적용하면 다음과 같다.

$$\Delta \sigma_M^A = (\bar{\sigma}_{3M} - \bar{\sigma}_{1M}) = Q \Delta T \dots\dots\dots (28)$$

위 식에서 Q는 온도로 인하여 새롭게 정의되는 물리적 변수로써, 단위가 MPa K⁻¹이다. 이것은 단위 온도 변화에 따른 기지재의 축방향 응력과 횡방향 응력의 차이를 의미한다.

외부에서 인장응력이 작용한다면 기지재의 항복 응력 σ_{YM} 은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\sigma_{YM} = P \sigma_{ten}^A + Q \Delta T \rightarrow \sigma_{ten}^A = \frac{\sigma_{YM} - Q \Delta T}{P} \dots\dots (29)$$

이것을 통하여 열잔류응력이 존재할 때 인장하중하에서 복합재료의 항복응력은 감소한다는 것을 알 수 있다.

4. 결과 및 고찰

압출비 λ_s 가 8.51인 곡면다이를 이용하여 금형 온도 500 °C에서 2 mm/min의 압출속도로 압출하였을 경우 압출재 단면의 중앙 부분에 대해서 다이의 입구부분, 다이 중간 부분 및 다이의 출구 부분에서 강화재의 분산상태와 방향성을 관찰하였다.

Fig. 5(a)~(c)는 크기 13 μm와 체적함유율 10 vol%의 조건이다. 5 vol%의 경우와 유사한 경향을 보인다. 입구부분에서 강화재의 응집현상들이 균테균테 양 사방으로 흩어져 있다. 중간부분에서 강화재의 응집현상들이 압출방향으로 배향되며, 출구부분에서는 입자가 방향성을 가짐으로 인해 비교적 고른 분포를 보여주고 있다.

Fig. 6(a)~(c)는 크기 13 μm와 체적함유율 20 vol%의 조건이다. 체적함유율이 낮은 경우에 비해서 훨씬 조밀한 입자의 분포를 보이고 있다. 압출이 진행될 때 입자들이 밀려나가면서 입자들 사이의 평균거리가 커짐으로써 출구부분으로 갈수록 강화입자의 분산상태가 양호하게 되는 것을 알 수 있다.

Al6061/SiC_p 금속복합재료를 1차적으로 용탕강제교반법과 용탕단조법을 이용해서 제조한 경우 강화재의 체적함유율에 따른 기계적 성질의 변화를 관찰해 보았다. 여기서는 강화재의 불균일한 분

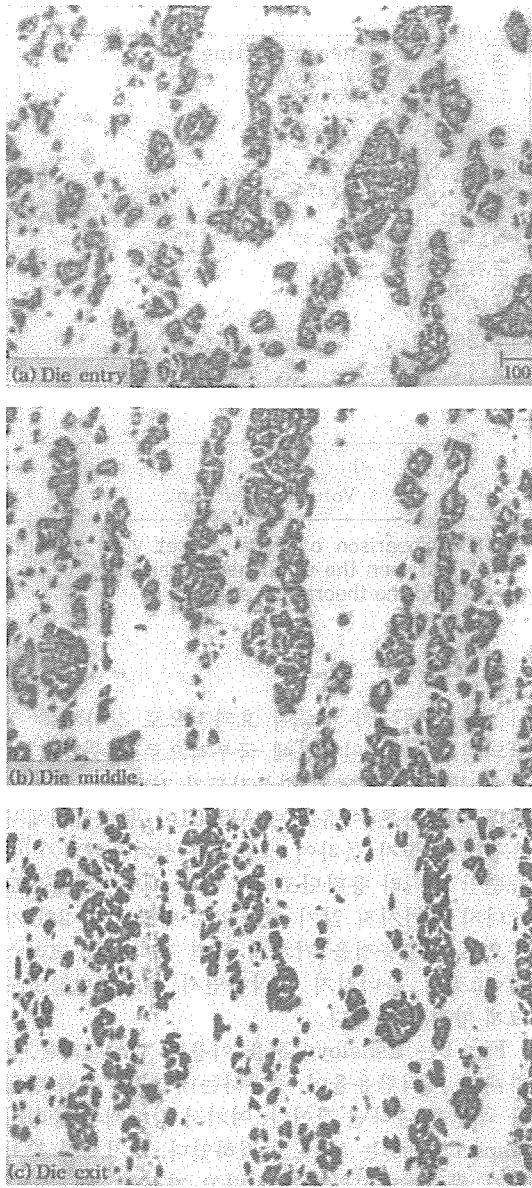


Fig. 5. Microstructure of particle arrangement during hot extrusion process with $13\mu\text{m}$ size, $V_f=10$ vol% (\rightarrow : extrusion direction).

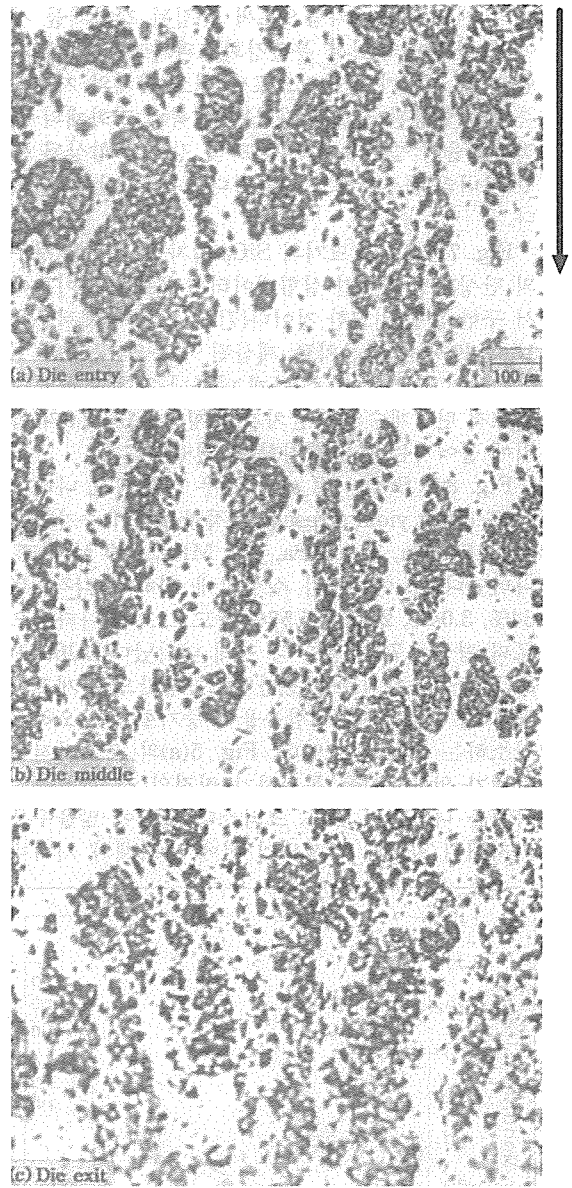


Fig. 6. Microstructure of particle arrangement during hot extrusion process with $13\mu\text{m}$ size, $V_f=20$ vol% (\rightarrow : extrusion direction).

산과 기지재와 강화재 사이의 계면접합력에 있어서 기지재의 취성변형이 주요한 파괴형태로써 나타났다. 이것은 계면분리가 쉽게 일어난 결과이며

로 충분한 분산강화 효과를 얻을 수가 없었다. 그러므로 계면 접합 강도를 높임으로써 기계적 특성을 개선시키기 위하여 압출가공을 행한 결과 강화

재의 배향성이 나타남으로써 응집된 강화재들 사이의 간격이 커져서 분산강화효과가 개선되며 계면 접합 강도가 좋아짐으로써 재료 자체의 기계적 특성이 향상된 것으로 판단된다. 특히 강화재의 체적함유율이 증가할수록 강도 및 강성이 향상될 뿐만 아니라 분산상태도 양호하다는 것을 알 수 있었다.

Fig. 7은 13 μm 크기의 SiC_p 입자를 사용한 경우의 탄성계수에 대한 실험데이터와 Eshelby 이론에서 구한 값을 비교한 것이다[7]. 실험치가 체적분율 15 vol%에서 이론치로 계산된 경우의 중형비 1.0일 때의 값 보다 다소 낮게 나타난 경우도 있지만 비교적 탄성계수의 평균치가 중형비 1.0~2.0의 범위에 들어가는 것을 관찰할 수 있었다.

Fig. 8은 $\text{SiC}_p = 22 \mu\text{m}$ 의 경우 실험에서 나타난 0.2% offset yield stress는 체적함유율이 증가할수록 316 MPa, 319 MPa, 333 MPa, 339 MPa로 나타났다[7]. 이론치가 실험치에 비해서 각각 -0.64%, 3.04%, 2.92%, 5.56% 정도로 크게 나타남으로써 평균 2.72% 정도 더 크게 나타났다. Al6061/ SiC_p 금속복합재료를 용탕단조공정만으로 제조할 경우 항복강도가 체적함유율이 증가할수록 오히려 감소하는 경향을 보였다. Fig. 5(a)의 조직사진은 소재가 압출다이를 통과하기 직전의 강화재 분포 특징을 나타내고 있다. 크러스터 조직이 많을수록 기지재의 항복이 발생되기 전에 강화재와 기지재

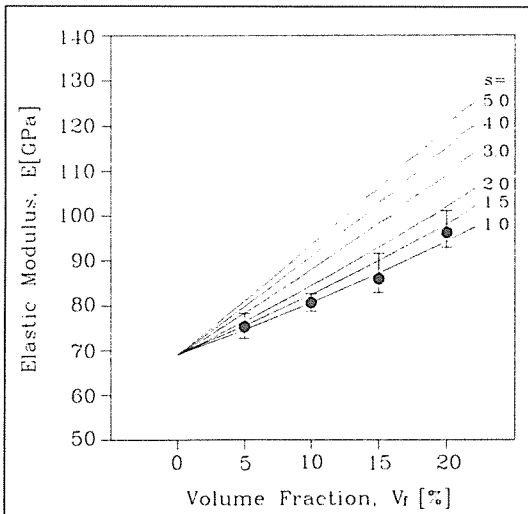


Fig. 7. Comparison between the extrusion and Eshelby theory($13\mu\text{m SiC}_p$).

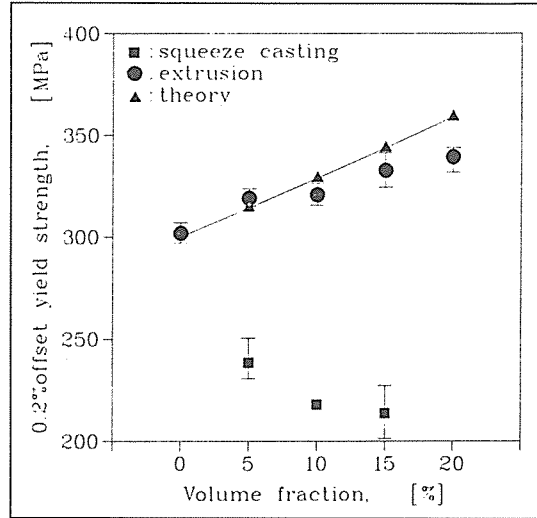


Fig. 8. Comparison of 0.2% offset yield strength between the experimental results($22\mu\text{m SiC}_p$) and the theoretical analysis.

사이의 계면에서 하중이 효과적으로 강화재에 전달되지 못하고 일부분에 국부적으로 집중되기 때문에 금속복합재료의 항복강도가 저하하는 원인이 된다. 또 다른 이유로는 Al6061이 용탕상태에서 유동성이 좋지 못하여 강화재가 섞여들어가기 힘들뿐만 아니라 용탕단조법에 의한 계면결합강도도 그다지 높아지지 않기 때문으로 판단된다. 2차 가공으로 압출공정을 거치게 되면 강화재의 크러스터 조직이 무너지기 시작하면서 계면결합강도도 크게 향상될 것이다.

Fig. 9는 Eshelby이론을 이용한 해석결과를 강화재의 체적함유율이 증가하는데 따른 응력-변형률 곡선을 나타낸 것이다. 여기서 강화재의 중형비 (aspect ratio)는 1.5로 가정하였다. 기지재와 강화재가 완전계면접합되어 있다고 가정할 때 기지재 영역에서만 소성변형이 발생하여 파단으로 이어질 경우에 가능한 곡선이다. 그러나 실제로 복합재료의 인장시험을 해보면 훨씬 낮은 변형률에서 파단이 일어나는 것을 관찰할 수 있는데 이것은 기지재와 강화재의 계면에서 이중재료간의 불완전 접합, 기공 및 불순물 등의 영향으로 인하여 계면분리로 인한 파단때문인 것으로 사료된다.

Fig. 10은 강화재의 중형비 (aspect ratio) 변화에

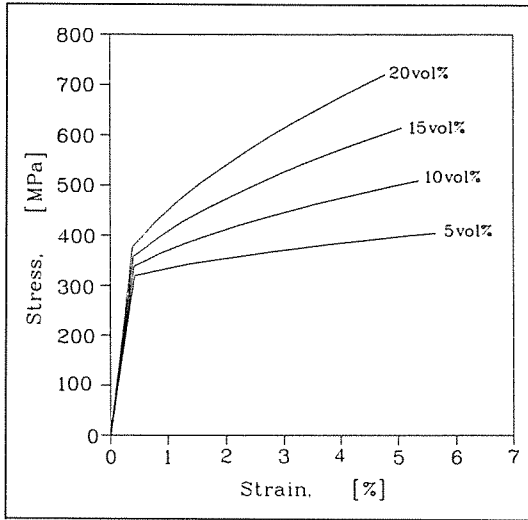


Fig. 9. Predicted stress-strain curves with increasing the volume fraction of the reinforcements.

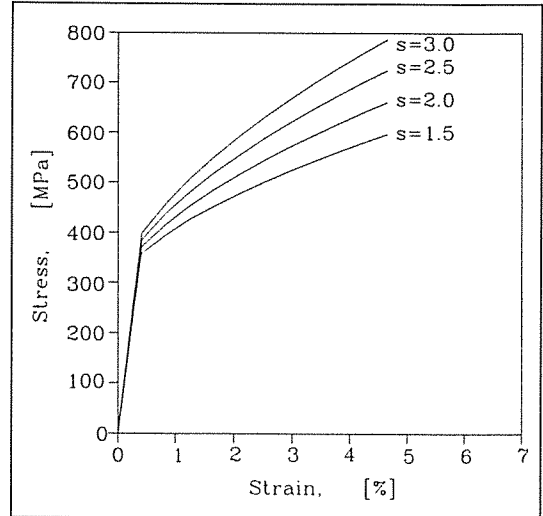


Fig. 10. Predicted stress-strain curves with increasing the aspect ratio for the reinforcement.

Table 2. Maximum strain and ultimate strength of an unit Al6061 alloy and SiC_p/Al6061 (after extrusion, T6 heat treatment of Al6061)

Material	fracture strain [%]	ultimate strength [MPa]
Al6061	8.37	317.43
Al6061 + SiC _p (5vol%)	2.395	337.02
Al6061 + SiC _p (10vol%)	1.383	345.59
Al6061 + SiC _p (15vol%)	1.317	354.46
Al6061 + SiC _p (20vol%)	0.829	366.28

따른 입자강화형 금속복합재료의 응력-변형률 곡선을 나타낸 것이다. 강화재의 체적함유율은 15vol%로 가정하였다. 강화재의 종횡비가 증가할수록 강도가 향상되는 것을 관찰할 수 있는데, 같은 변형률에서 파단이 발생한다고 가정할 경우 종횡비 s=1.5에 비하여 s=3.0일 때가 최후 인장강도가 약 200 MPa 정도 증가하였다. Fig. 9와 비교하여 본다면, 강화재의 체적함유율의 증가보다 종횡비의 크기를 증가시키는 것이 강도 향상에 보다 효율적일 것으로 생각된다. 이러한 경우에는 강화재의 방향성이 한쪽방향으로 균일하게 배열되어 있을 때 적용이 가능하다. 그러므로 압출과 같은 2차 가공을 거친 후라면 유사한 경향을 얻을 수 있을 것

이다.

Fig. 11은 강화되지 않은 상태의 Al6061 단일 합금과 Al6061에 SiC_p 강화된 금속복합재료를 압출비 8.51로써 압출시험을 거친 후 인장시험을 하여 얻어진 응력-변형률 선도이다. Table 2를 보면

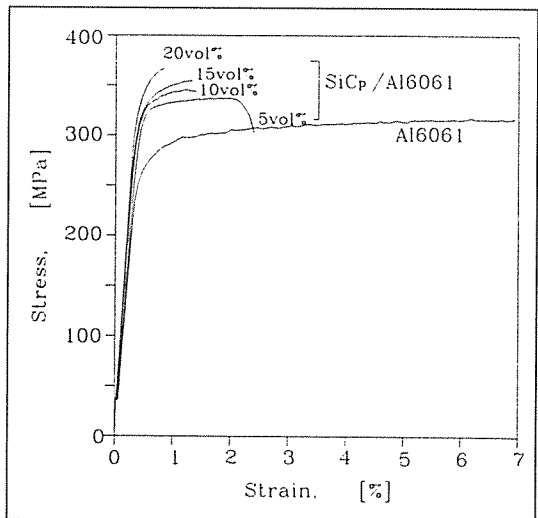


Fig. 11. Experimentally determined stress-strain curves for an unit Al6061 alloy and SiC_p/Al6061 composites (extrusion ratio = $D_1^2/D_2^2 = 8.51$).

보다 쉽게 이해가 될 것이다. 강화재의 체적함유율이 증가할수록 인장강도는 증가하며, 반대로 파단 변형률은 점차 감소한다.

강화되지 않은 기지재로 Al6061을 이용하여 압출 후 T6 열처리를 한 후에 인장시험을 해보면, $\epsilon \approx 0.07$ 의 범위까지 변형이 가능하다. 반면에 입자강화형 복합재료를 제조하여 인장시험을 해 보면 $\epsilon \leq 0.02$ 로 매우 낮은 변형률에서 파단되었다. 복합재료의 변형거동을 살펴보면 탄성변형을 거친 후 소성변형으로 이어지면서 강화재의 체적함유율이 증가함에 따라서 소성변형영역이 줄어드는 현상이 나타나는 것을 알 수 있다.

금속복합재료가 소성변형이 시작되면서부터 가공경화가 진행되어 내부에 전위가 축적되고 강도가 계속해서 향상된다. 이와 동시에 기지재와 강화재 사이에 전위의 풀림 현상이 나타남으로써 강도의 증가율은 감소한다.

Fig. 12는 Eshelby model을 이용한 해석결과와 Fig. 11의 실험결과를 서로 비교하여 나타낸 것이다. 이론해석에서 강화재의 중횡비 $s=1.5$ 로 하여 해석한 결과와 경향은 일치하지만 비교적인 차이가 나는 것을 알 수 있다. 실제로 입자강화형 금속복합재료를 제조하여 보면 계면영역에서 파단이 발생하여 파괴로 이어지는 이론 해석 결과보다 훨씬 낮은 변형률에서 파단이 발생함을 볼 수 있다. 이것은 기지재 영역에서 네킹이 발생되기 전에 기

지재와 강화재의 계면분리현상이 먼저 나타나기 때문으로 사료된다.

Fig. 13은 강화재의 중횡비 $s=1.1$ 로 가정하였을 때 계산결과와 실험결과를 비교하여 나타낸 것이다. 실험치와 비교하면, 소성변형이 시작되면서 발생하는 가공경화가 실제 현상보다 훨씬 높게 평가되었다는 것을 알 수 있다. Fig. 12의 $s=1.5$ 일 때는 강화재의 체적함유율이 5 vol%에서 비교적 실험치와 잘 일치하는 것으로 나타났으나, Fig. 13에서는 실험 데이터가 5 vol%에서는 실험데이터가 이론해석치보다 낮게 나타났으며, 그 이상의 강화재 체적함유율에서는 반대로 이론데이터가 다소 높은 값을 보였다.

실험치와 이론치가 이와같이 다소 차이를 보이는 이유는 첫째, 계산에서는 강화재의 형상을 회전 타원체로 가정하였지만 실제 강화재의 형상을 살펴보면 임의의 불규칙한 형상을 가지고 있기 때문에 계면의 응력분포가 다르게 나타날 것이다. 둘째, 이론 해석에서는 강화재가 똑같은 중횡비를 가지고 한 방향으로 배열되어 있지만, 실험에서는 압출 공정을 거쳤다고 하더라도 강화재 각각이 모두 완전한 배향성을 이루기가 어려우며, 강화재의 중횡비도 일정하지 않기 때문에 정확하게 예측하기는 불가능하다. 셋째, 열처리로 인하여 기지재와 강화재 사이에 발생하는 열장류응력을 고려하지 않음으로써, 인장 및 압축 응력이 작용할 경우에 내부

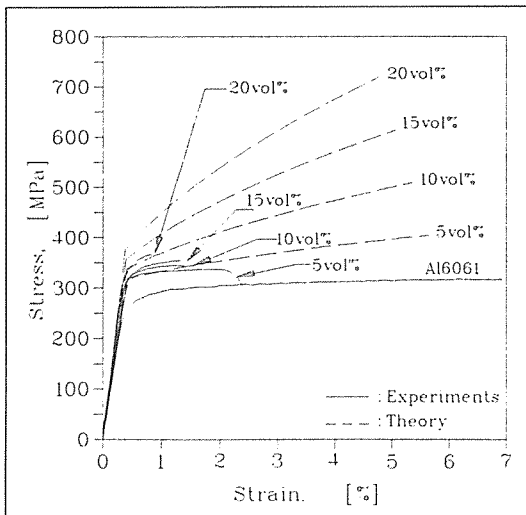


Fig. 12. Comparison between the experiments and the Eshelby theory($s=1.5$).

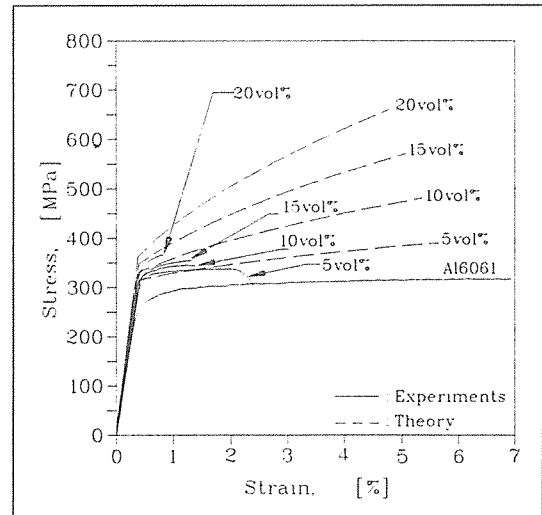


Fig. 13. Comparison between the experiments and the Eshelby theory($s=1.1$).

응력의 변화를 무시하였다. 넷째, 소성변형 영역에서 기지재와 강화재의 형상불일치로 인한 전위의 풀림 현상을 충분히 고려하지 못하였다.

Fig. 14는 열잔류응력을 고려할 경우 입자강화형 금속복합재료의 항복강도에 미치는 영향을 나타낸 것이다. 열잔류응력을 발생시키는 조건으로는 인장시험에 대한 Al6061의 T6 열처리 조건중에서 시효처리(175 °C)를 한 후 공냉(20 °C)시킬때의 냉각효과로 인한 온도차이를 적용하여 기지재에 나타나는 열응력으로써 계산하였다. 강화재의 체적함유율이 5vol%일 때는 온도 효과를 고려하지 않은 경우와 비교해 보면, 열잔류응력으로 인하여 인장항복강도가 1.45% 정도 감소하였다. 체적함유율이 증가할수록 감소의 폭이 점점 커져서 20vol%에서는 열잔류응력을 무시한 경우가 $\sigma_y=357$ MPa, 열잔류응력을 고려한 경우는 $\sigma_y=340$ MPa로써 4.76%만큼 항복강도가 감소하였다.

Fig. 15는 강화재의 중회비 $s=1.5$ 이고 불일치 완화지수(relaxed misfit exponent) $n=0.5$ 일 때 열잔류응력이 금속복합재료의 응력-변형률 곡선에 미치는 영향을 나타내고 있다. 이중재료가 접합하고 있는 부위에서 서로간의 열팽창계수의 차이로 인하여 나타나는 형상불일치 현상은 강화재와 기지재의 계면 근처에 전위의 축적을 야기시킬 것이다. 시효처리 후 공냉을 거치면서 155 °C의 온도변

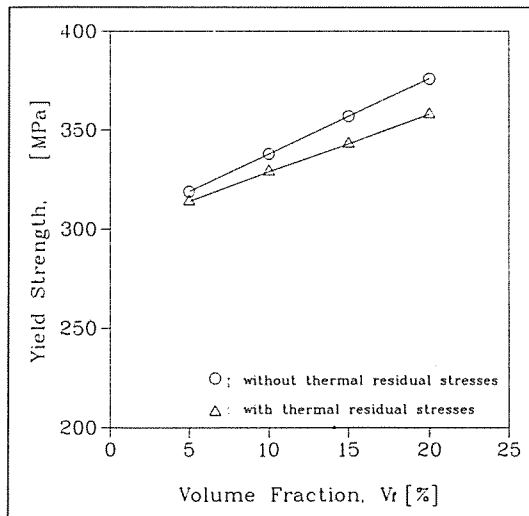


Fig. 14. The effect of thermal residual stresses on the yield strength of particulate composites ($S=1.5$).

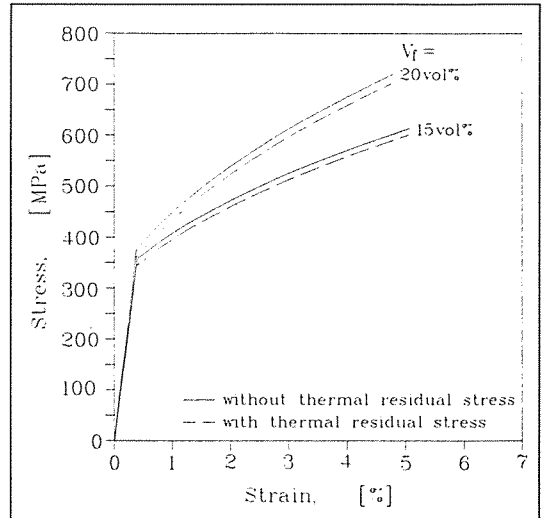


Fig. 15. The effect of thermal residual stresses on the stress-strain curve of $SiC_p/Al6061$ ($s=1.5, n=0.5, \Delta T=155^\circ C$).

화는 재료 내부의 열잔류응력으로 남게됨으로써 인장시험에서 강도를 저하시킨다는 것을 알 수 있다.

지금까지의 실험결과를 이론해석치와 비교해 보면, 실제 전위의 풀림 현상을 포함한 조직 내부의 여러 가지 복합적인 요인으로 인하여 식(25)로 예측한 것 보다도 가공경화가 훨씬 더 낮게 진행되는 것을 알 수 있다. 그러므로 식(25)는 다음과 같이 수정되어야 할 것이다.

$$\epsilon_{II}^{P*} = (\epsilon_{II}^P)^n \quad (n \leq 0.5) \dots\dots\dots (29)$$

(n : relaxed misfit exponent)

Fig. 16은 강화재의 중회비 $s=1.5$ 일 때, 불일치 완화지수(relaxed misfit exponent) n 을 변화시킴으로써 실제 실험 데이터와 비교하여 본 결과이다. $n=0.1$ 에서 이론치가 실험데이터와 잘 일치하고 있다는 것을 알 수 있다. 열잔류응력과 함께 가공경화의 둔화 현상까지 고려한다면, 강화재의 중회비, 형상 및 체적함유율의 변화에 따른 입자강화형 금속복합재료의 응력-변형률 특성을 정확하게 예측할 수 있다.

이상과 같이 입자강화형 금속복합재료의 탄소성

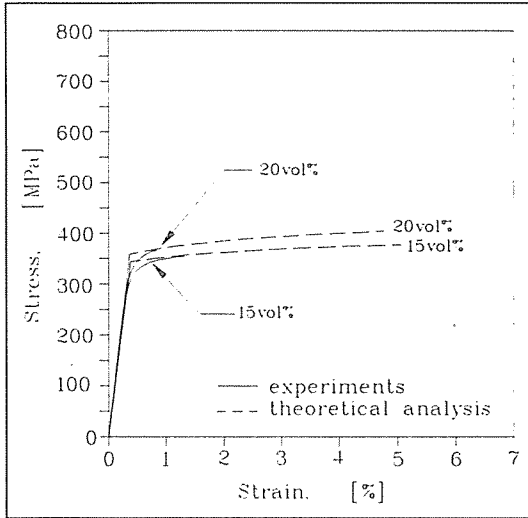


Fig. 16. The effects of the relaxed misfit exponent($n=0.1$) on the stress-strain curves of $\text{SiC}_p/\text{A16061}$ ($s=1.5$).

영역에 대한 기계적 성질을 예측해 보았으나, 복합재료의 경우 기지재만의 단일합금에 비하여 연신율이 급격히 떨어지는 현상을 관찰할 수 있다. 이는 약간의 변형에도 바로 파손으로 이어질 수 있는 치명적인 결함이 될 수 있다.

향후 연구 방향은 기지재와 강화재 사이의 계면 접합현상을 고려한 3차원 해석 모델을 제시하여 실제 실험결과를 보다 정확히 예측할 수 있도록 해야 할 것이며, 불연속 강화재로 강화된 금속복합재료가 가지는 취약점인, 낮은 연성의 문제를 어떻게 개선시켜 나갈 것인지에 대한 연구가 해석과 실험을 통하여 계속되어야 할 것이다.

5. 결 론

3차원 Eshelby model을 이용하여 입자강화형 금속복합재료의 강화재 형상을 회전타원체로써 가정하여 기계적 성질을 예측한 결과 다음과 같은 결론을 얻어내었다.

(1) 입자강화형 금속복합재료에 대하여 3차원 Eshelby model을 이용하여 강화재의 중횡비와 체적함유율에 따른 응력-변형률 선도를 얻어낼 수 있었다.

(2) 강화재가 일정한 방향으로 방향성을 가질 수 있도록 한다면, 강화재의 체적함유율의 증가보다 중횡비의 크기를 증가시키는 것이 강도 향상에 보다 효과적이다.

(3) 열잔류응력과 함께 가공경화의 둔화 현상까지 고려한다면, 강화재의 중횡비, 형상 및 체적함유율의 변화에 따른 입자강화형 금속복합재료의 응력-변형률 특성을 정확하게 예측할 수 있다.

참 고 문 헌

(1) P.C.Maity, P.N.Chakraborty, S.C.Panigrahi, "Processing and properties of $\text{Al-Al}_2\text{O}_3(\text{TiO}_2)$ in situ particle composite", J. of Mat. Proc. Tech., 53, 1995, pp.857~870.

(2) M.K.Premkumar, M.G.Chu, "Al-TiC particulate composite produced by a liquid state in situ process", Mat. Sci. and Eng., A202, 1995, pp.172~178.

(3) A.Levy, J.M.Parazian, "Elastoplastic finite element analysis of short-fiber-reinforced SiC/Al composites: effects of thermal treatment", Acta Metall. Mater., Vol. 39, No. 10, 1991, pp.2255~2266.

(4) T.Iung, M.Gränge, "Mechanical behaviour of two-phase materials investigated by the finite element method: necessity of three-dimensional modeling", Mat. Sci. & Eng., A201, 1995, pp.L8~L11.

(5) N.J.Sorensen, S.Suresh, V.Tvergaard, A.Needleman, "Effects of reinforcement orientation on the tensile response of metal-matrix composites", Mat. Sci. & Eng., A197, 1995, pp. 1~10.

(6) L.M.Brown, D.R.Clarke, "Work hardening due to internal stresses in composite materials", Acta Metall., Vol. 23, 1975, pp.821~830.

(7) L.Nguyen Thanh, M.Suery, "Microstructure and compression behaviour in the semisolid state of short-fibre-reinforced A356 aluminum alloys", Mat. Sci. & Eng., A196, 1995, pp.33~44.

(8) W.Zheng, Z.Baoliang, W.Yanwen, "Mi-

crostructure and superplasticity in a stir-cast $\text{SiC}_p/2024$ aluminium composite", *Scripta Met. et Mat.*, Vol. 30, No. 11, 1994, pp.1367~1372.

(9) 松木賢司, 村上 哲, 松本博明, "SiC 粒子/7075Al合金複合材料の高速超塑性特性", *日本金屬學會誌*, 第59卷, 第2, 1995, pp.145~151.

(10) S.Yadav, D.R.Chichili, K.T.Ramesh, "The mechanical response of a 6061-T6 Al/ Al_2O_3 metal matrix composite at high rates of deformation", *Acta Metall. Mater.*, Vol. 43, No. 12, 1995, pp.4453~4464.

(11) B.Baudelet, J.Lian, "A composite model for superplasticity", *J. of Mat. Sci.*, 30, 1995, pp. 1977~1981.

(12) A.Needleman, "A continuum model for void nucleation by inclusion debonding", *Jour. of Applied Mechanics*, Vol. 54, 1987, pp.525~531.

(13) J.Llorca, A.Needleman, S.Suresh, "An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites", *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39, No. 10, 1991, pp.2317-2335.

(14) A.J.Reeves, H.Dunlop, T.W.Clyne, "The effect of interfacial reaction layer thickness on fracture of titanium-SiC particulate composites", *Metall. Trans.*, Vol. 23A, 1991, pp. 977~988.

(15) T.C.Tszeng, "A model of void nucleation from ellipsoidal inclusions in ductile fracture", *Scripta Metall. et Mat.*, Vol. 28, 1992, pp. 1065~1070.

(16) 서영호, 강충길, "용탕단조법에 의하여 제조한 SiC_p/Al 복합재료의 2차 성형공정이 기계적 성질에 미치는 영향", *대한기계학회논문집(A)*, 제 20권, 제11호, 1996, pp.3437~3490.

