

論文

열간가압성형기술을 이용한 Al-SiC 금속기 복합재료 개발

전호진*, 김태원**†

Development of Al-SiC Metal Matrix Composites
by using Hot Press Forming Technologies

Ho-Jin Jeon*, Tae-Won Kim**

ABSTRACT

Powder metallurgy has been employed for the development of SiC particle reinforced aluminum metal matrix composites by means of hot isotropic pressing and vacuum hot pressing. A material model based on micro-mechanical approach then has been presented for the processes. Densification occurs by the inelastic flow of matrix materials during the consolidation, and consequently it depends on many process conditions such as applied pressure, temperature and volume fraction of reinforcement. The model is implemented into finite element software so that the process simulation can be performed enabling the predicted relative density to be compared with experimental data. In order to determine the performance of finished products, further tensile test has been conducted using the developed specimens. The effect of internal void of the materials on mechanical properties therefore can be investigated.

초 록

분말야금법 및 고온진공가압기술, 열간등가압성형기술을 이용하여 알루미늄 금속기 복합재료를 제작하였으며 이들과 관련한 미시역학 기반 강화공정 모델을 개발하였다. 고온, 가압 성형공정은 기지재료의 비탄성거동과 성형체 내부의 기공 제거를 통한 충진을 수반하게 되며 이러한 공정은 압력, 온도 및 강화재의 체적분율 등과 같은 공정변수의 영향을 받게 된다. 따라서 개발된 강화공정 모델을 유한요소해석 프로그램에 적용함으로써 고온진공가압과 열간등가압 동안 기공의 상대밀도 변화에 따른 충전거동을 예측하였고 다양한 공정조건 하에서 실험결과와 잘 일치함을 확인하였다. 완성된 알루미늄 금속기 복합재료의 건전성 평가와 관련하여 인장시험을 수행하였으며 초기 잔존하는 기공의 영향에 따른 제반 기계적 특성을 고찰할 수 있었다.

Key Words : 금속기 복합재료(Metal Matrix Composite), 고온진공가압(Vacuum Hot Pressing), 열간등가압(Hot Isostatic Pressing), 충전(Densification), 기공(Porosity)

1. 서 론

Al-SiC 금속기 복합재료와 같은 입자강화 금속기 복합재료의 제조방법은 일반적으로 액상 제조 공정과 고상 제조 공정으로 구분할 수 있다. 액상 제조법의 종류에는 일반적인 주조법(casting), 고압다이캐스팅(high-pressure die casting), 혼합주

조법(compcasting), 액상금속주입법(liquid metal infiltration) 그리고 분무성형법(spray deposition) 등이 있으며, 고상 기술에는 분말야금법(PM, powder metallurgy)을 이용하여 고온진공가압(VHP, vacuum hot pressing) 또는 열간등가압(HIP, hot isostatic pressing)으로 성형하는 방법이 주로 사용되고 있다 [1].

* 한양대학교 기계설계학과 대학원

**† 한양대학교 기계공학부, 교신저자(E-mail:twkim@hanyang.ac.kr)

알루미늄 소재에 있어 액상제조법을 이용할 경우 타 금속에 비해 비교적 낮은 용융 온도에 의해 제품 제작이 가능함에 따라 공정비용을 줄일 수 있는 장점이 있다. 그러나 강화재로 사용되는 SiC 입자와 알루미늄의 상호반응을 통하여 계면에서 부산물이 생성되고 또한 강화재의 주입과정에서 균집현상이 발생함에 따라 불균일한 강화재의 분포에 의해 금속기 복합재료의 성능이 전반적으로 저하될 수 있는 단점이 있다. 한편 고상제조법은 기지재료와 강화재 계면 간 반응을 억제할 수 있으며 균일한 강화재의 분포를 얻을 수 있는 장점을 지니고 있으나 고생산 비용이 소요되는 문제점을 지니고 있다[2]. 따라서 이와 같은 문제점들을 고려하여 생산비용을 절감하면서 사용환경에 적합한 최적의 금속기 복합재료 개발을 위한 노력이 수반되어야 한다.

금속기 복합재료 개발을 제반 기술과 관련하여 우선, 강화공정 동안 모재의 변형거동 해석과 함께 작용압력, 온도, 시간 등과 같은 공정변수 및 사용 소재의 체적분율에 대한 영향 등 재료-기계적 특성이 연구되어야 한다. 아울러 완성된 복합재의 성능에 중요한 영향을 미치는 재료 내부의 잔존기공의 효과 또한 체계적으로 분석, 평가되어야 한다. 본 연구는 분말야금법, 고온진공가압 기술 및 열간등가압 기술을 이용하여 입자강화 알루미늄금속기 복합재료를 제작하였으며 이 과정에서 온도, 압력 등의 주요 공정변수 및 강화재의 체적분율에 따른 공정 특성을 분석하였다. 아울러 강화공정모델 개발 및 그에 따른 공정 해석을 위해 기지재료의 고온인장실험을 수행하였으며 이를 바탕으로 다공성 재료의 구성방정식을 개발하였다. 또한 완성된 금속기 복합재료의 성능을 평가하기 위해 초기 기공을 포함하는 복합재료 시편을 대상으로 인장실험을 수행하였으며 이를 바탕으로 복합재의 건전성을 고찰할 수 있었다.

2. 실험

본 연구에 사용된 알루미늄금속기 복합재료의 기지재료는 -325mesh(-45 μ m이하)의 Al6061분말(gas atomization 방식 사용)을 (주)선광엠펜을 통해 주문 제작하였고, 강화재는 평균 11 μ m로 입자 크기를 제한한 Electro-abrasives사의 SiC를 사용하였다. 이들 재료의 화학적 조성은 Table 1과 같다.

2.1 고온진공가압(VHP)

알루미늄금속기 복합재료의 충전거동 연구를 위하여 고온진공가압 실험을 수행하였다. 실험은 두가지 형태로 구분하여

Table 1 Chemical Compositions of Al6061 Powder and SiC Particle(wt. %)

	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr
Al6061	1.0	0.61	0.1	0.28	0.08	0.18
	Zn	Ti	Al			
	0.05	0.05	Rem.			
SiC	SiC	SiO ₂	Si	Fe	Al	C
	98.5	0.5	0.3	0.08	0.1	0.3

Table 2 Material Parameters of Aluminum Matrix at 550°C

α	β	γ	C_1	γ_1
0.284×10^{-4}	0.732	0.564	19.9	4.91
α_1	β_1	μ		
0.131×10^{-9}	0.447×10^{-6}	0.2		

즉 첫째, 알루미늄 기지재료의 변형거동 고찰에 필요한 인장 시험편 제작을 위한 충전실험과 둘째, 강화재가 첨가된 금속기 복합재료의 충전거동 분석을 위한 실험으로 나누어 진행하였다.

실험에 사용된 다이는 고온의 압축하중 하에서 변형이 발생하지 않도록 경도가 강한 열간금형용 강을 사용하여 55×160×55 mm 크기로 제작하였다. 고온진공가압 장비는 카본 발열체를 이용하는 방식으로 최고 온도 1300°C 및 추정 온도차는 $\pm 10^\circ\text{C}$ 것으로 사용하였다. 또한 최대 진공은 1×10^{-5} Torr이고 유압식 하중 제어기를 사용하여 압력을 부과하였으며 보다 정확한 온도 측정을 위해 열전대(thermo-couple)가 다이 중간에 위치하도록 설치하였다. Fig. 1(a)는 VHP 장비의 모식도이다. 입자 분말은 3차원 혼합기(turbular mixer)를 사용하여 아르곤 가스 분위기에서 60 rpm의 속도로 2시간 동안 혼합하였다. 이 때 원활한 혼합을 위해 직경 10 mm의 강철구를 사용하였으며, ball대 분말의 비율은 15:1로 설정하였다. 성형 다이 내부에 혼합된 분말을 초기 상대밀도가 0.6이 되도록 충전하여 고온진공가압장비에 삽입한 후 Fig. 2(a)와 같은 온도와 압력 사이클을 통해 강화공정을 수행하였으며 약 20°C/min의 승온속도와 함께 성형공정 동안 10^{-3} Torr의 진공도를 유지하였다. 한편 강화진행에 따른 하중방향의 변위는 정밀 제작된 디지털 다이얼 게이지를 이용하여 측정하였다. SiC 강화재의 체적분율에 따른 충전 특성을 고찰하기 위하여 각각 0%, 20%, 30%의 세 가지 유형으로 분말을 혼합하여 사용하였으며 강화공정 완료 후 노냉(furnace cooling) 및 일련의 후처리 과정을 거쳐 시험편을 완성하였다.

2.2 열간등가압(HIP)

열간등가압성형은 일반적으로 캔(container)의 사용 유무에

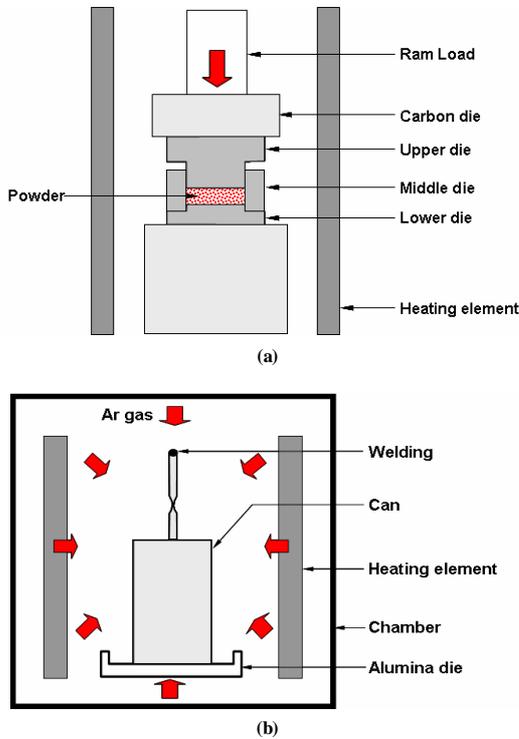


Fig. 1 Schematic Diagrams Showing (a) VHP and (b) HIP Apparatus.

따라 크게 두 가지로 구분된다. 즉 일반 분말야금법과 같이 예비 성형체의 제작이 필요한 경우 캔을 사용하여 예비 성형체를 제작하며, 주조된 제품과 같이 별도의 예비성형체 제작이 불필요할 경우는 캔의 제작 없이 직접 대상물을 이용하여 성형을 수행한다[3]. 본 연구에서는 캔을 사용하는 방식으로 열간등가압성형을 실시하였으며 이때 캔의 재질은 고온에서 기본 형상을 유지하면서 변형이 용이한 스테인리스강을 사용하였다. 실험에 사용한 HIP 장비의 모식도는 Fig. 1(b)와 같다. 장비는 카본 발열체에 의해 1300℃까지 가열되며 아르곤 가스에 의해 압력을 조절할 수 있다. 최대 부과 압력은 100MPa이며, 추정 온도차는 ±10℃이다. 분말의 혼합은 앞서 기술한 고온진공가압 실험에서와 동일하게 3차원 혼합기를 사용하여 2시간 동안 혼합하였다. 상대밀도 또한 0.6이 되도록 분말을 충전한 후 캔 내부의 가스를 제거하기 위하여 진공펌프와 노를 사용하여 450℃에서 2시간 동안 탈가스 하였다. 가스 제거 후 내부 진공 상태를 유지하기 위하여 압착, 용접을 하였으며, 제작된 예비성형체를 장비 내부에 삽입한 후 Fig. 2(b)와 같은 온도와 압력 사이클을 통해 강화공정을 수행하였다. 강화공정 동안의 충전 정도 측정과 관련하여 고온고압의 챔버 내부에 삽입된 예비성형체를 직접 확인하는 과정은 매우

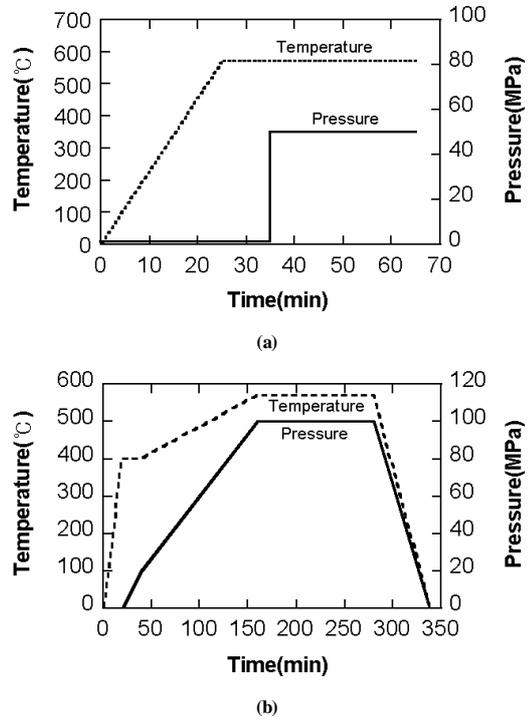


Fig. 2 Consolidation Cycles for (a) VHP and (b) HIP Test.

어려우며 이는 Eddy current sensor 등 특수장비를 사용하여야만 가능할 수 있다[4]. 따라서 본 연구에서는 이와 같은 문제점을 고려하여 인터럽트(interrupt) 실험을 수행하였으며 이를 바탕으로 공정시간에 따른 충전 정도를 비교 분석할 수 있었다.

HIP을 이용한 충전 실험 또한 강화재의 체적분율에 따라 0%, 20%, 30%의 세 가지 유형으로 구분하였으며, 캔의 두께는 2mm로 하였다. 강화공정 완료 후 기계-재료적 물성시험을 위한 시편은 VHP 실험과 동일하게 처리, 제작하였다.

2.3 기지재료 고온인장실험

충진공정 모델링을 위해 제시한 구성방정식의 재료상수 선정을 위해 기지재료 고온인장실험을 수행하였다. 전술한 바와 같이 시편은 고온진공가압 실험을 통해 획득하였으며 형상은 Fig. 3(a)에서 보는 바와 같이 ASTM E-8을 따라 제작하였다.

변형률속도제어 방식으로 실험을 수행하였으며 노의 내부에 부착된 열전대와 PID제어를 통해 목표 온도를 유지하였다. 고온인장실험의 검증은 선행연구[5] 결과와 본 연구의 실험 결과를 비교하여, 결과적으로 유사함을 확인하였다.

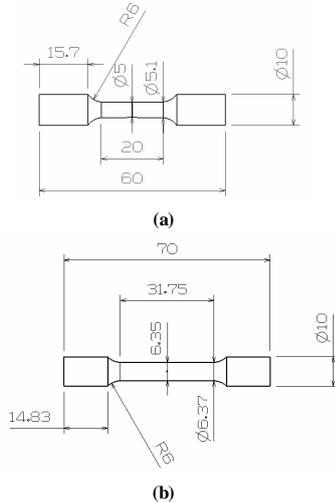


Fig. 3 Dimension of Tensile Test Specimens: (a) High Temperature and (b) Room Temperature. (Unit: mm)

한편 고온인장 거동에 따라 발생하는 기지재료의 결정립 성장 데이터를 확보하기 위해 미세조직 분석을 수행하였다. 결정립 크기는 시편의 파단면과 그립부분의 수직면을 연마하여 부식 처리한 조직을 사용하여 image processing (Materials- Pro Analyzer) 방법으로 측정하였으며 이 때 사용된 부식액은 Keller's reagent로 2mL HF, 3mL HCl, 5mL HNO₃, 그리고 190mL H₂O의 혼합용액을 이용하였다[6].

2.4 복합재료 상온인장실험

완성된 복합재료의 건전성 평가와 관련하여, 초기 기공의 양이 기계적 성능에 미치는 영향을 고찰하였으며 이를 위해 제작된 복합재료 시편에 대한 상온인장실험을 수행하였다. 잔존 미세 기공의 부피분율이 각각 상이한 시편을 제작하였으며 시편은 역시 ASTM E-8을 따라 제작하였고 그 형상은 Fig. 3(b)와 같다. 실험에 사용된 인장시험기는 MTS 810으로 최대 부과 하중이 540 Kg이며 유압식 하중제어 방식과 변위제어를 통하여 0.2mm/min의 속도로 실험을 수행하였다.

또한 기공의 크기 및 분포를 정량적으로 측정하기 위하여 시편의 단면을 연마한 후 이미지 분석하였으며 이를 바탕으로 각 시료의 부피분율을 계산하였다.

3. 강화공정 모델링

3.1 다공성 재료와 구성방정식

다공성 재료의 충전거동 모델은 크게 미시역학적 관점과 연속체역학적 관점으로 구분할 수 있다[7]. 미시역학적 관점은 각 분말입자의 국부적인 변형과 관련한 소결 이론을 바탕으로 하며 분말 충전 시 발생하는 변형기구는 입자적 관점에서 해석될 수 있다. 이를 위해 온도와 압력 또는 재료의 특성에 따라 적합한 변형기구가 고려되어야 하며 특히 기공의 상태에 따라 두 단계로 구분할 수 있다. 초기 변형은 개기공(open porosity) 상태에서 입자의 접촉면적 증가와 관련한 국소 변형 단계이고 후기 변형은 폐기공이 생성되어 확산 및 크리프에 의한 기공의 제거 단계이다. 따라서 전체 충전속도는 각 단계의 합에 의해 결정된다. 미시역학적 관점의 대표적 모델로 Ashby[8]는 Coble의 가압소결 모델과 Notis의 분말 크리프 모델을 결합한 강화기구 및 Artz의 무질서 입자배열을 근거로 하여 열간등가압성형에서의 강화기구를 설명할 수 있는 모델을 제안하였다.

연속체역학적 관점에서, 기공을 포함하는 분말 성형체는 연속적인 매질로 가정될 수 있다. 이러한 관점에서 다공성 재료모델은 기존의 소성 이론을 수정함으로써 획득되며 Green[9], Oyane[10] 및 Gurson[11] 등에 의해 많은 연구가 진행되어왔다. Green의 모델은 순수전단과 정수압 조건에서 기공을 포함한 다공성재료의 거동을 해석적 방법으로 적용한 모델이며, Shima와 Oyane은 실험을 바탕으로 응력과 변형률의 관계를 정의하였다. 그러나 이 때 다공성재료의 가공경화 효과는 고려되었지만 유효항복응력이 상대적으로 작은 값을 가짐에 따라 기공의 발전에 따른 강화가 실제보다 빠르게 예측되는 단점을 보이고 있다. 한편 Gurson은 upper bound theory를 이용한 다공성재료 모델을 제시하였으며 현재 금속재료 내부의 기공발전에 따른 변형거동을 모사하기 위한 연구에 널리 사용되고 있다. 이후 Tvergaard[12]는 기공의 분포효과를 고려한 변형된 Gurson의 모델을 개발하여 기공 주변의 비균일 응력상태를 다공성재료의 거동특성에 반영하였으며 Wang[13]은 알루미늄 분말의 충전거동 해석 시 Gurson의 모델을 바탕으로 기공의 진전에 따른 응력의 변화를 고려한 모델을 개발하였고 고온진공가압과 열간등가압성형에 적용하여 구성방정식을 검증하였다.

본 연구에서는 입자강화 알루미늄금속기 복합재료의 강화공정 모델링을 위해 따라서 수정된 Gurson의 모델을 적용하여 기지재료의 미세조직 변화에 따른 변형거동 특성과 기공의 발전을 고려한 다공성 재료의 충전거동에 대한 구성방정식을 제시하였다. 강화공정 동안 재료의 변형거동 해석에 있어 강화재는 완전 탄성체로, 기지재료는 강화재의 주변에서 고온 크리프 변형을 동반하는 점소성체(visco-plastic material)로 고려하였다[14]. 기공의 분포 효과를 고려한 Tvergaard[12]의 수정된 Gurson 모델로부터 기지재료의 유동포텐셜함수(flow potential function)는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\Phi = \frac{\sigma_c^2}{\bar{\sigma}^2} + 2P_d f \cosh\left(\frac{P_m \sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) - 1 - P_d^2 f^2 \quad (1)$$

여기서 f 는 기공의 체적분률, σ_c 는 다공성재료의 유효응력, $\bar{\sigma}$ 는 기공이 없는 기지재료의 평균유동응력, σ_m 는 다공성 기지재료의 평균응력을 나타내고, P_d 및 P_m 는 기공의 분포를 고려한 기하학적 상수이다. Gurson이 제시한 이론에서는 다공성재료의 기공에 대한 초기 상대밀도만을 고려하는데 반해 실제 다공성재료의 변형거동을 더욱 정확하게 예측하기 위하여 P_d 와 P_m 을 Wang[13]이 제시한 방법을 사용하여 결정하였다. 즉, Tvergaard가 제시한 P_d , P_m 은 기공의 체적분률이 5% 이하의 경우 정확한 예측을 보였으나 초기 상대밀도가 그 이상의 경우에는 예측값과 실험값이 상이함을 보인다. 따라서 충전거동에 따른 기공의 체적분률을 보정하는 P_d 는 이론값과 정성적으로 유사한 실험 결과를 바탕으로 균일한 상수값으로 선정하였으며, 다공성재료의 평균응력을 보정해 주는 P_m 은 기공의 체적분률과 재료상수의 지수함수로 결정하였다. 한편 다공성재료의 소성변형률속도(plastic deformation rate)는 유동포텐셜함수를 이용하여 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$D^p = \dot{\lambda} \left(\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \right) \quad (2)$$

여기서 $\dot{\lambda}$ 는 proportionality factor를 나타낸다.

따라서 식 (1)~(2)을 통하여 강화공정의 진행 정도를 예측할 수 있는 복합재의 충전률(densification rate)은 기공에 대한 상대밀도 R 과 체적변형률, D_{kk}^p 의 항으로 나타낼 수 있다.

$$\dot{R} = -(1-f)D_{kk}^p = -RD_{kk}^p \quad (3)$$

3.2 탄-점소성 변형거동

고온진공가압에 의해 제작된 알루미늄 기지재료, Al6061은 고온에서 시간 종속적인 특성을 나타내는 탄-점소성 거동(elasto-viscoplastic behavior)을 수반한다[15]. 이러한 탄-점소성 변형은 확산과정(diffusion process)을 동반하며 낮은 응력 상태에서는 변형률속도와 응력의 관계를 선형적으로 표현할 수 있는 반면 높은 응력상태 하에서는 전위크리프(dislocation creep)에 따른 응력-변형률속도 관계가 비선형으로 주어진다. 전 변형에 걸쳐 이러한 탄-점소성 변형기구는 확산 크리프(diffusional creep), 결정립계 미끄러짐(grain boundary sliding)

그리고 전위 크리프(dislocation creep) 등이 총체적으로 고려되어야 한다[16]. 또한 이러한 변형기구와 함께 조직 내부의 결정립성장(grain growth) 및 강화기구(hardening mechanisms) 등이 복합적으로 고려되어야 한다. 본 연구에서는 탄-점소성 거동 해석과 관련하여 Kim 등[17]이 제시한 미시역학적 이론을 도입하여 충전된 기지재료의 변형거동을 모사하였으며 변형기구와 미시조직의 진전을 고려한 기지재료의 거동과 관련하여 따라서 다음과 같은 통합화된 구성방정식을 제시하였다.

$$\bar{\epsilon}_p = \frac{\alpha}{d^r} \sinh\left[\beta(\bar{\sigma} - X - \bar{\sigma}_y)\right] \quad (4)$$

여기서 $\bar{\epsilon}_p$ 는 기공이 배제된 기지재료의 소성변형률속도(plastic strain rate), $\bar{\sigma}_y$ 는 항복응력, X 는 내부응력 그리고 d 는 결정립 크기를 나타내며 α , β 그리고 γ 는 재료상수이다. 한편 재료강화를 모사하기 위하여 소성변형률속도와 선형적인 관계가 있는 내부 응력 X 가 사용되었으며 강화와 회복(recovery)이 조합된 변형기구로서 다음과 같이 정의되었다.

$$\dot{X} = (C_1 - \gamma_1 X) \dot{p} \quad (5)$$

여기서 C_1 과 γ_1 은 각각 재료상수이며 \dot{p} 은 유효소성변형률속도를 나타낸다. 고온에서의 변형은 결정립 성장을 동반하며 이는 온도 만에 의한 정적(static) 성장과 변형에 따라 수반되는 동적(dynamic) 성장의 합으로 표현할 수 있다. 탄-점소성 재료에 있어 유동응력은 결정립 크기가 증가함에 따라 증가되며 변형에 수반되는 결정립 크기의 증가는 결국 변형률 강화(strain hardening)를 유도한다. 따라서 결정립과 관련된 조직의 진전식(evolution equation)은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{d} = \frac{\alpha_1 + \beta_1 \bar{\epsilon}_p}{d^\mu} \quad (6)$$

여기서 α_1 , β_1 그리고 μ 는 재료상수이며 첫째 항은 정적 성장(static growth)을, 두 번째 항은 변형과 함께 수반되는 동적 성장(dynamic growth)을 나타낸다. 따라서 식 (4)~(6)을 통해 기지재료의 탄-점소성 변형거동에 따른 유동응력 $\bar{\sigma}$ 를 결정할 수 있으며 이를 다공성재료의 구성방정식과 연계하여 사용하였다.

탄-점소성 구성방정식에 포함되어 있는 재료상수를 최적화하기 위하여 최소자승법을 사용하였다. 결정립 성장과 관련하여 우선, α_1 , β_1 그리고 μ 를 결정하였으며 다양한 변형률속도

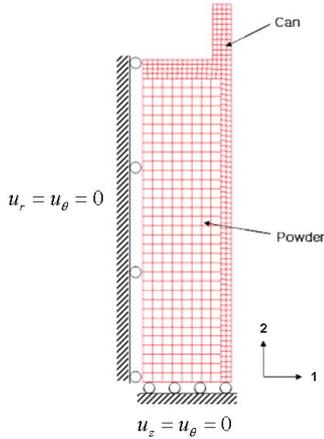


Fig. 4 Finite Element Mesh and Boundary Conditions for HIP.

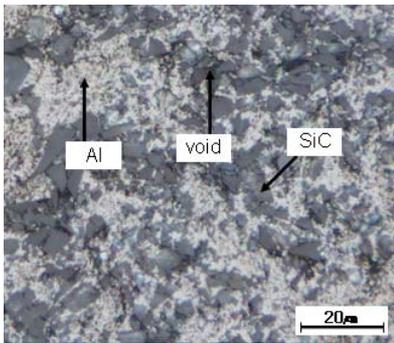


Fig. 5 Photograph Showing Microstructure of Al-MMC.

하에서 결정립 성장 실험 데이터[5]와 식 (6)을 이용하여 계산한 이론값의 비교를 통해 최적화를 수행하였다. 이어서 식 (4)의 상수값을 결정하기 위하여 식 (7)과 같이 단순화한 방정식을 사용하였으며

$$\dot{\epsilon} = a \sinh b\sigma \tag{7}$$

이때, $a = \alpha/d'$ 이고 $b = \beta$ 이다. 한편 γ 를 상수로 설정하게 되면 초기 두 개의 미지수로 보다 편리하게 a 와 b 를 최적화할 수 있게 된다. 이와 같이 계산된 결과를 이용하여 α , β 그리고 γ 를 순차적으로 결정할 수 있다. 이미 계산된 결과인 α , β 그리고 γ 를 다시 초기값으로 설정하고 식 (5)의 재료상수 C_1 과 γ_1 을 결정한다. 마지막으로 이미 결정된 α , β , γ , C_1 및 γ_1 을 초기값으로 하여 다시 최적화를 수행하였으며 이와 같은 방식으로 구해진 재료상수는 Table 2와 같다. 한편 부과된 온도에 따른 재료상수의 변화는 Arrhenius 식에 근거하여 계산하였다.

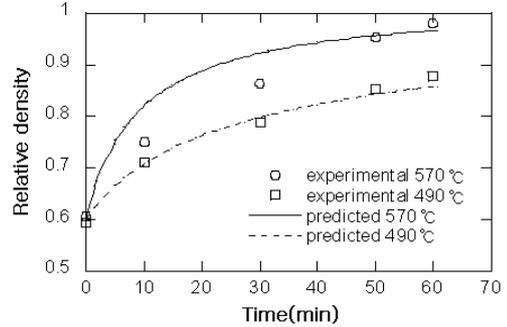


Fig. 6 Variations of Relative Density for Two Different Temperatures under 30MPa by VHP.

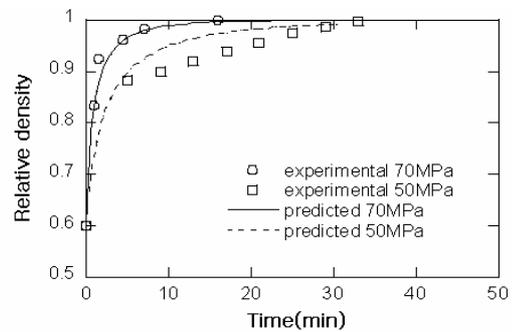


Fig. 7 Variations of Relative Density for Two Different Pressures at 570°C by VHP.

3.3 유한요소해석

열간가압성형 중 복합재의 강화공정에 따른 해석은 상용화된 비선형 유한요소해석 프로그램인 ABAQUS와 UMAT을 사용하였다. 우선 고온진공가압 동안 공정조건에 따른 충전 정도를 고찰하기 위하여 앞서 제안된 통합화된 구성방정식을 사용하였으며 실험값과의 비교를 통해 타당성을 검증하였다. 해석을 위해 평면 변형률 조건을 사용하였으며, 기하학적인 특징을 고려하여 모델의 좌우측 외부 경계면은 작용압력에 대해 수직으로 구속하였다. 한편 열간가압성형에 따른 충전 특성을 분석하기 위하여 캔은 Fig. 4에서 보는 바와 같이 234개의 축대칭 4절점 요소 그리고 분말은 264개의 축대칭 4절점 요소로 구분하여 해석을 수행하였다. 캔과 분말은 모두 고온-고압에 따른 변형체로서 캔은 크리프 변형을 수반하는 것으로 가정하였고, 분말은 통합화된 탄-점소성 구성방정식에 따라 변형이 진행되는 것으로 하였다. 또한 기하학적인 대칭성을 고려하여 x축과 y축에 대한 축대칭 조건으로부터 전체 단면의 1/4만을 해석하였고 캔과 분말의 접촉 경계면의 마찰은 없는 것으로 가정하였다. 한편 내부의 분말은 기지재료와 강화재가 균일하게 분포한 것을 가정하였다. 본 연구는 전술한 바와 같

이 연속체역학적 관점에서 기공을 포함하는 분말 성형체에 부과되는 고온-고압의 조건으로 인해 발생하는 지지재료의 결정립 성장과 이에 따른 유동응력의 변화를 예측하여 강화공정에 연계, 적용하였다.

4. 결과 및 고찰

분말야금법과 고온진공가압 및 열간등가압 기술을 이용하여 알루미늄 금속기 복합재료를 제작하였으며 Fig. 5는 고온진공가압 성형한 알루미늄금속기 복합재료의 미세조직을 나타낸다. 또한 다공성 재료의 충전거동 해석을 위한 미시역학적 모델을 이용하여 유한요소 해석하였으며, 예측값과 실험값을 비교, 분석하였다.

Fig. 6은 온도 변화에 따른 상대밀도의 변화를 나타낸다. 결과에서 보듯이 강화공정 초기의 빠른 상대밀도 변화는 공정이 진행될수록 점차 둔화되는 것을 알 수 있고 이것은 강화공정이 진행됨에 따라, 특히 공정의 후반에 이르러 미세 기공들이 쉽게 제거되지 않음에 기인한다. 또한 동일한 압력조건하에서 온도가 증가함에 따라 충전이 조속히 진행되는 현상은 상대적으로 저온에서는 전위크리프가 주된 변형기구로 작용하는 반면 고온에서는 결정립계의 미끄러짐에 따라 저온에 비하여 낮은 유동응력으로 변형이 발생하기 때문이다[18]. 일정 온도에서 압력변화에 따른 상대밀도의 변화는 Fig. 7과 같고 압력이 높을수록 더욱 빠른 충전이 이루어지게 됨을 알 수 있다. 이상과 같은 온도 및 압력 조건의 결과에 따라 알루미늄 금속기 복합재료의 경우, 결과적으로 온도보다는 압력에 의해 충전률이 더욱 증가함을 알 수 있다. 한편 Fig. 6과 Fig. 7에서 알 수 있듯이 실험값과 예측값이 다소 차이가 발생하였으며, 이는 유한요소 해석 시, 다양한 온도와 압력 조건에 맞도록 최적화된

재료상수 값이 특정 온도 및 압력조건에서 실제적으로 미세한 차이가 발생한 것에 기인된 것으로 생각한다.

Table 3은 동일한 온도 및 압력조건 하에서 강화재의 체적분률에 따른 상대밀도의 변화를 나타낸다. 결과에서 보듯이 강화재의 체적분률이 낮을수록 강화공정이 조속하게 진행됨을 알 수 있으며 이는 강화재의 체적분률, 강화재와 모재간의 크기비, 형상 그리고 강화재와 모재의 강도 차이에 기인한다[19]. 즉 분말 지지재료보다 상대적으로 크기가 작은 강화재를 첨가할 경우 공정이 진행됨에 따라 발생하는 잔류 미세기공에 의해 충전속도는 더욱 느려지게 되며 또한 강화재의 체적분률이 증가됨에 따라 지지재료의 크리프 지수가 증가하여 변형거동을 위한 높은 유동응력을 필요하게 되고 따라서 충전률을 저하시키는 원인이 된다[20].

고온진공가압 실험 및 해석을 바탕으로 열간등가압성형을 수행하였으며 Fig. 8은 성형 완료 후 캔의 형상 변화를 나타내고 있다. 압력 부과 방식에 있어서는 HIP공정과 VHP공정이 상이하나 재료거동은 동일한 변형기구에 의존하며 따라서 VHP 모델링을 통해 완성된 다공성재료의 구성방정식을 적용하여 해석한 결과와 실험값이 비교적 잘 일치됨을 알 수 있었다. 다만 그림에서 보는 바와 같이 x-축 방향의 예측값은 거의 일치하였음에 반해 y-축 방향의 해석값이 실험값보다 약 다소 (약 2mm 정도) 더 수축되어 있음을 알 수 있었고 이는 VHP와 HIP 공정의 압력부과 방식의 차이에 따른 크리프 거동 지수의 차이에 기인된 것으로 생각한다. 또한 HIP에 따른 재료거동은 재료 외부를 둘러싼 캔의 수축에 영향을 받으며, 이와 같은 캔은 형상 및 재료적으로 비균일한 특성을 지니고 있다. 해석에 사용된 캔의 물성치에는 따라서 이러한 특성이 미반영되어 해석값과 실험값에서 차이가 발생한 것으로 생각된다. Table 4는 열간등가압성형 시 동일한 온도와 압력 조건 하에서

Table 3 Variations of Relative Density for Three Different Reinforcement Volume Fractions at 570°C under 30MPa by VHP

Time (min)	SiCV _f =0%	SiCV _f =20%	SiCV _f =30%
10	0.79	0.75	0.72
30	0.96	0.87	0.79
50	0.99	0.95	0.91
60	1.0	1.0	0.94

Table 4 Variations of Mean Relative Density for Three Different Reinforcement Volume Fractions at 570°C under 100MPa by HIP

Time (min)	SiCV _f =0%	SiCV _f =20%	SiCV _f =30%
50	0.87	0.82	0.80
90	0.99	0.97	0.96
280	1.0	1.0	1.0

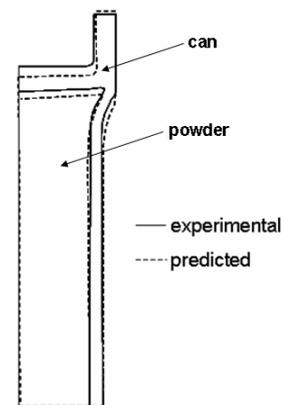


Fig. 8 Comparison of Experimental and Predicted Shapes after Two Hours under 100MPa Pressure at 520°C.

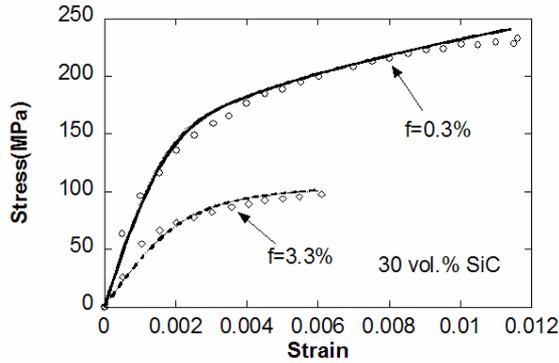


Fig. 9 Comparison between Predicted and Experimental Tensile Stress-strain Curves for Two Different Initial Volume Fractions of Void.

강화재의 체적분률에 따른 상대밀도의 변화를 나타낸 결과이다. 앞서 기술한 고온진공가압에서와 동일하게 강화재 체적분률이 높아짐에 따라 충전속도가 점차 느려지는 것을 확인할 수 있다.

완성된 금속기 복합재료의 건전성 평가와 관련하여 초기 잔존 기공에 따른 인장실험 결과는 Fig. 9와 같다. 동일한 강화재 부피분률로 제작된 금속기 복합재료에서 초기 기공의 체적분률이 서로 다른 경우, 그림에서 보는 바와 같이 초기 기공의 체적분률이 높을수록 탄성계수와 인장강도가 저하되며 파단도 빠르게 발생함을 확인할 수 있다. 일반적으로 알려진 바와 같이 금속기 복합재료는 인장변형에 따라 새로운 기공의 생성(nucleation) 및 진전(growth)과 최종적인 합체(coalescence) 현상을 통해 파손된다[21]. 분말 야금법에 의해 제작된 금속기 복합재료에서 기공의 생성은 주로 기지재료와 강화재의 계면 간 분리현상에 의한 것으로 알려져 있으며 액상제조법에 의해 제작된 복합재료에 비해 계면 간 결합강도가 낮아 기공의 생성이 보다 빠르게 발생한다. 아울러 이는 소성변형을 시작하는 항복점을 중심으로 급격히 발생하게 되나 이에 대한 정확한 측정은 매우 어려우며 따라서 계면 분리에 의한 기공 생성 및 진전과 관련하여 현재 많은 연구가 진행 중이다[22].

결론

본 연구는 분말야금법 및 고온진공가압 기술과 열간등가압성형 기술을 이용하여 입자강화 알루미늄금속기 복합재료를 제작하였으며 이와 관련하여 미시역학적 이론을 바탕으로 강화공정 모델링을 수행하였다. 다공성재료에 대한 기지재료의 변형거동이 적합하게 고려된 통합화된 구성방정식을 제시하였고 강화공정기술 개발과 관련하여 온도, 압력 등의 주요 공정변수들에 따른 강화공정 특성을 비교,

분석하였다. 또한 초기 기공을 포함하는 알루미늄금속기 복합재료의 건전성 평가와 관련하여 기공의 체적분률에 따른 인장거동 특성을 고찰하였다. 주요 결론은 다음과 같다.

- 1) 분말야금법, 고온진공가압 및 열간등가압 기술을 이용하여 알루미늄 금속기 복합재료를 제작하였으며 온도, 압력 그리고 강화재의 체적분률 등이 중요한 강화공정 변수로 작용함을 알 수 있었다. 특히 VHP의 경우 온도보다는 부과되는 압력에 의해 충전률이 더욱 증가함을 알 수 있었다.
- 2) 입자 강화재를 포함하는 알루미늄 금속기 복합재료의 경우, 강화공정이 진행될수록 성형체의 상대밀도 변화율이 작아지게 되고, 강화가 완료될수록 현저히 느린 속도로 진행됨을 확인하였다. 즉, 잔여 미세기공 2%의 충진을 위해서는 전체 충전공정의 50% 이상의 시간이 소요됨을 확인하였다.
- 3) 다공성재료의 비탄성거동과 연계된 통합화된 구성방정식을 제안하였으며 이와 같은 구성방정식을 VHP 및 HIP 공정에 동일하게 적용하여 예측한 각각의 값이 실험값과 잘 일치함을 확인하였다.
- 4) 잔존하는 기공의 양은 완성된 복합재의 성능과 밀접한 관계가 있으며 즉 초기 기공의 체적분률이 높을수록 탄성계수와 인장강도가 현저히 저하되고 파손 또한 빠르게 발생함을 확인할 수 있었다.

후기

본 연구는 현대자동차(주) 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

- 1) Schwartz, M. M., *ASM Handbook volume 21: Composites* (Eds., Miracle, D. B. and Donalson, S. L.), ASM International, 2001, pp. 1-22.
- 2) Heriling, D. R., Grant, G. J. and Hunt, W. H., "Low-cost Aluminum Metal Matrix Composites," *Advanced Materials & Processes*, Vol. 159, No. 7, 2001, pp. 37-40.
- 3) Loh, N. L. and Sia, K. Y., "An Overview of Hot Isostatic Pressing," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 30, 1992, pp. 45-65.
- 4) Schaefer, R. J., Janowski, G. M. and Kahn, A. H., "Measurement & Analysis of Metal Powder Densification during HIP," *Industrial Heating*, Vol. 57, No. 12, 1990, pp. 34-35.

- 5) Kaibyshev, R., Musin, F., Gromov, D., Nieh, T. G. and Lesuer, D. R., "Effect of Liquid Phase on Superplastic Behavior of a Modified 6061 Aluminum Alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 47, 2002, pp. 569-575.
- 6) Niklas, A., Froyen, L., Delaey, L. and Buekenhout, L., "Comparative Evaluation of Extrusion and Hot Isostatic Pressing as Fabrication Techniques for Al-SiC Composites," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 135, 1991, pp. 225-229.
- 7) Li, W. B. and Haggblad, H-A., Proceedings of the 2nd Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing(Eds., Shin, K. S., Yoon, J. K. and Kim, S. J.), *The Korean Institute of Metals and Materials*, 1995, pp. 155-460.
- 8) Swinkels, F. B., Wilkinson, D. S., Arzt, E. and Ashby, B., "Mechanisms of Hot Isostatic Pressing," *Acta Metallurgica*, Vol. 31, No. 11, 1983, pp. 1829-1840.
- 9) Green, R. J., "A Plasticity Theory for Porous Solids," *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 14, pp. 215-224.
- 10) Shima, S. and Oyane, M., "Plasticity Theory for porous Metals," *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 18, pp. 285-291.
- 11) Gurson, A. L., "Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I-Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media," *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99, No. 1, 1977, pp. 2-15.
- 12) Tvergaard, V., "Influence of Voids on Shear Band Instabilities under Plane Strain Conditions," *International Journal of Fracture*, Vol. 17, No. 4, 1981, pp. 389-407.
- 13) Wang, P. T., "Thermomechanical Deformation of Powder-based Porous Aluminium Part II. Constitutive Model Including Densification Hardening," *Powder Technology*, Vol. 66, 1991, pp. 21-32.
- 14) Duva, J. M. and Crow, P. D., "The Densification of Powders by Power-law Creep during Hot Isostatic Pressing," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 40, No. 1, 1992, pp. 31-35.
- 15) Kim, W. J., Lee, Y. S. and An, C. W., "Superplastic Behavior of PM SiCp/6061 Aluminum Alloy Composites at High Strain Rates," *Metal and Materials International*, Vol. 8, 2002, pp. 37-44.
- 16) Nieh, T. G., Wadsworth, J., and Sherby, O. D., *Superplasticity in Metals and Ceramics*, Cambridge University Press, Cambridge, 1997.
- 17) Kim, T-W. and Dunne, F. P. E., "Determination of Superplastic Constitutive Equations and Strain Rate Sensitivities for Aerospace Alloys," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Vol. 211, 1997, pp. 367-380.
- 18) Kim, W. J., Hong, S. H. and Lee, J. H., "Superplasticity in PM 6061 Al Alloy and Elimination of Strengthening Effect by Reinforcement in Superplastic PM Aluminum Composites," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 298, 2001, pp. 166-173.
- 19) Bouvard, D., "Densification Behavior of Mixtures of Hard and Soft Powders under Pressure," *Powder Technology*, Vol. 111, 2000, pp. 231-239.
- 20) Besson, J. and Evans, A. G., "The Effect of Reinforcements on The Densification of a Metal Powder," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 40, No. 9, 1992, pp. 2247-2255.
- 21) Llorca, J., *Comprehensive Composite Materials Vol. 3: Metal Matrix Composites*(Ed., Kelly, A. and Zweben, C.), Elsevier Scicene Ltd., 2000, pp. 91-115.
- 22) Whitehouse, W. F. and Clyne, T. W., "Cavity Formation During Tensile Straining of Particulate and Short Fibre Metal Matrix Composites," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 41, No. 6, 1993, pp. 1701-1711.