

論文

SiC-Ti 금속기 복합재료의 강화거동에 관한 미시역학적 모델

김준완*, 김태원**

Micromechanical Model for the Consolidation Behavior in SiC-Ti Metal Matrix Composites

Jun W. Kim*, T-W. Kim**

ABSTRACT

Densification occurs by the inelastic flow of the matrix materials during the consolidation processes at high temperature for MMCs, and the results depend on many process conditions such as applied pressure, temperature and volume fraction of fiber and matrix materials. This is particularly important in titanium matrix composites since material failure may occur by either the applied conditions or microstructural parameters through the processes, and thus a generic model based on micro-mechanical approaches enabling the evolution of density over time to be predicted has been developed. The model developed is then implemented into FEM so that practical process simulation has been carried out. Further the experimental investigation of the consolidation behavior of SiC/Ti-6Al-4V composites using vacuum hot pressing has been performed, and the results obtained are compared with the model predictions.

초 록

금속복합재료 개발을 위한 고온가압 성형공정은 기지재료의 비탄성거동과 성형체 내부의 기공에 대한 충전 과정을 수반하며 이러한 강화공정은 압력, 온도 그리고 강화재와 모재의 상대피분율과 같은 공정변수의 영향을 받게 된다. 특히 티타늄금속기 복합재료의 강화공정은 강화재와 모재 사이의 기계적 혹은 열적 특성 차이 및 생산환경으로 인한 다양한 형태의 손상이 발생할 수 있으며 따라서 이들을 극복하기 위한 재료특성, 작용압력, 온도, 시간조건 등과 공정에 따른 조직의 진전 등 미소역학적 연구가 수반된 최적의 고온가압강화공정의 개발이 요구되어진다. 이를 위하여 본 연구는 VHP방식을 이용한 SiC/Ti-6Al-4V 연속섬유강화 금속기 복합재료의 강화공정실험을 수행하였으며 특히 미시역학적 접근에 따른 다공성 재료의 구성방정식을 이용하여 보강재와 기지재료의 변형거동과 고온가압공정에 필요한 다양한 조건들을 실험결과와 비교 연구하였으며 유한요소해석을 통해 공정변수와 그에 따른 결과들을 고찰하였다.

Key Words: 금속기 복합재료(Metal Matrix Composites), 강화공정(Consolidation process), 미시역학(Micro-mechanics), 기공(Porosity)

1. 서 론

연속섬유강화 티타늄금속기 복합재료(continuous fiber reinforced titanium matrix composite)는 우수한 비강도, 내마모성, 고온특성 등에 따라 항공우주분야, 방위산업재료, 초

고속운송수단 등 다양한 영역으로 그 응용의 범위를 넓혀가고 있는 추세이다[1]. 그러나 복합재 개발을 위한 고온성형시 강화재와 모재 사이의 기계적, 열적 특성 차이 및 생산환경으로 인해 모재 손상, 계면부 손상, 강화재 손상 등이 발생할 수 있으며 따라서 요구되는 조건을 만족시킬 수

* 한양대학교 기계설계학과 대학원

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

있는 최적의 고온가압 강화공정(consolidation process) 개발이 선행되어야 한다. 또한 강화공정 동안 기지재료의 고온 비탄성거동(inelastic behavior) 해석과 함께 압력, 온도, 시간 뿐만 아니라 모재에 대한 강화제의 분포특성, 모재와 강화제의 상대부피분율 등 다양한 미소역학적 연구가 수반되어야 하며 이를 바탕으로 실제 복합재 개발현장에서 사용 가능한 보다 정밀한 모델이 제시되어야 한다. 일반적으로 보강재로 사용되는 섬유는 고온에서 높은 기계적 특성을 유지하며 기지재료와 함께 열적, 기계적으로 안정되어야 한다. 현재 널리 사용되고 있는 보강재로는 기지재료와의 경계면 반응이 작고 우수한 기계적 특성을 나타내는 SiC 섬유 등이 있으며 티타늄합금, Ti-6Al-4V는 높은 비강도, 내부식성 그리고 고온 특성을 지니며 따라 우수한 기계적 특성이 요구되는 기지재료의 주요 소재로 많이 사용되고 있다[2].

금속기 복합재료의 제조는 고상 제조공정(solid-phase fabrication process)과 액상 제조공정(liquid-phase fabrication process)으로 구분할 수 있으며, 티타늄금속기 복합재료의 경우 포일-섬유-포일(FFF) 방식[3,4], 모노테이프 방식[5,6], 소결화 방식[7,8] 그리고 기지재료코팅섬유(matrix coated fiber) 방식[9,10] 등이 개발되었고 제조공정상의 문제점과 공정에 따른 효율을 높이기 위해 현재 많은 연구가 진행 중이다. 한편 이들 중 강화공정에 앞서 기지재료의 미세조직 구조 조절이 가능하고 불순물에 의한 영향이 적은 FFF 방식이 티타늄 금속기 복합재료 개발과 관련하여 널리 사용되고 있다[11,12]. 또한 기지재료로 중요하게 사용되는 미세 결정립 조직의 티타늄합금인 Ti-6Al-4V의 경우 고온성형조건에서 초소성변형(superplastic deformation)을 동반하며 따라서 이와 같은 초소성거동 해석을 바탕으로 한 복합재의 설계 및 최적화 연구가 함께 수반되어야 한다.

본 연구는 티타늄금속기 복합재료 개발에 따른 강화공정과 관련하여 FFF 방식을 이용한 강화공정실험을 수행하였고 미시역학적 이론과 초소성거동 해석 및 다공성 재료의 변형 중 기공의 진전(evolution)에 따른 구성방정식을 바탕으로 보강재와 기지금속의 변형거동을 고찰하였으며 특히 보강재의 분포특성을 고려한 유한요소해석을 통해 강화에 필요한 공정변수와 예비 성형체의 기하학적 조건들을 실험 결과와 비교 연구하였다.

2. 강화공정 모델링

티타늄금속기 복합재료의 개발을 위한 강화공정은 일반적으로 기지재료의 초소성거동 특성이 잘 나타나는 800~950°C의 온도에서 수행되며 기계, 재료적 특성 및 제조공정의 문제점이 고려된 적합한 공정변수의 선정이 요구된다[13]. 강화공정이 수행되기 전 보강섬유와 기지재료는 일련

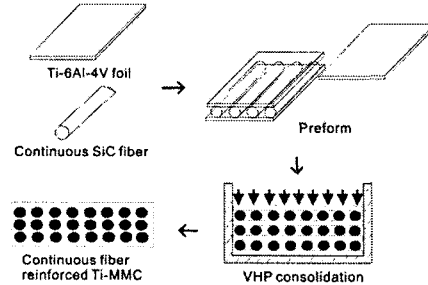


Fig. 1 Consolidation processes with SiC fiber and Ti-6Al-4V foil by FFF method.

의 순서로 배치되며, 고온가압 하에서 섬유의 불규칙한 움직임으로 인해 발생하는 접촉 등에 의한 파손을 막고 강화섬유의 규칙적인 배열을 위해 유기접착제(organic binder)나 와이어(wire) 등이 사용되기도 한다[14]. 이렇게 준비된 예비성형체(preform)는 진공고온가압(vacuum hot pressing, VHP) 등의 공정을 거쳐 복합재료로 완성되게 된다. Fig. 1은 연속섬유강화 티타늄금속기 복합재료의 개발을 위한 이러한 제조공정을 도식적으로 나타낸 것이다.

2.1 다공성재료와 구성방정식

강화공정 동안 재료의 변형거동 해석에 있어, 강화제는 강체로, 기지재료는 고정된 강화제 주변에서 고온 크리프 변형을 동반하는 점소성체로 고려된다[3,4]. 복합재 성형을 위해 고온고압을 가하는 동안 내재된 기공들은 제거되며 따라서 Gurson[15]이 제시한 이론을 바탕으로 다공성 기지재료(porous matrix material)의 크리프 변형거동을 모사할 수 있다. 예비성형체는 강화제와 다공성 크리프 기지재료로 구성되며 보강재인 섬유는 강체이고 무한한 길이를 가진 것으로 고려될 수 있으며 이에 따라 섬유의 길이방향에 수직인 평면변형률(plane strain) 조건을 적용할 수 있다. 기공의 분포 효과를 고려한 Tvergaard[16]의 모델로부터 기지재료의 유동포텐셜함수(flow potential function)는 다음과 같이 나타낼 수 있으며

$$\Phi = \frac{\sigma_c^2}{\sigma^2} + 2p_d f \cosh k - 1 - p_d^2 f^2 \quad (1)$$

$$k = \frac{P_m \sigma_m}{2\sigma} \quad (2)$$

이때 f 는 기공의 체적분율, σ_c 는 다공성재료의 유효응력, $\bar{\sigma}$ 는 기공이 없는 기지재료의 평균유동응력, σ_m 은 다공성 기지재료의 평균응력을 나타내며, p_d 및 P_m 은 기공의 분포를 고려한 상수이다. Gurson이 제시한 모델은 다공성재료

의 기공에 대한 상대밀도의 초기값 만이 고려되는데 반하여 기공의 분포에 영향을 주는 성형체 내부의 기하학적인 형태에 따른 국부적인 영역의 유한요소해석을 통해 결정된 P_d 와 P_m 을 사용하여 계산한 결과는 실제 다공성재료의 변형거동 예측을 더욱 정확하게 하며 이는 Tvergaard의 모델을 이용한 다른 연구결과[17]에서도 실험값과 잘 일치함을 알 수 있다. 한편 다공성재료의 소성변형률속도(plastic deformation rate)는 아래식으로 표현할 수 있고

$$D^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \quad (3)$$

이때 proportionality factor, $\dot{\lambda}$ 는 양변에 내적(inner product)을 취하여 다음과 같이 계산할 수 있으며

$$\dot{\lambda} = \left(D^p \cdot D^p / \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

여기서 $\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma}$ 는 텐서연산을 통해 아래식과 같이 계산된다.

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} = \frac{3}{\sigma^2} s_{ij} + \frac{P_d P_m f}{\sigma} \sinh \left(\frac{P_m \sigma_m}{2\sigma} \right) \delta_{ij} \quad (5)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} = \frac{3}{\sigma^2} \left(\frac{2}{\sigma^2} \sigma_i^2 + P_d^2 P_m^2 f^2 \sinh^2 k \delta_{ij} \right) \quad (6)$$

여기서 유동포텐셜함수, $\Phi=0$ 인 조건을 이용하여 식(6)의 첫번째 항은 다음과 같이 표시할 수 있으며

$$\frac{2}{\sigma^2} \sigma_i^2 = 2 + P_d^2 f^2 - 4 P_d f \cosh k \quad (7)$$

따라서 식(6), (7)을 이용하여 proportionality factor $\dot{\lambda}$ 는 아래와 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{\lambda} = \frac{\frac{1}{\sigma} \sqrt{\frac{3}{2} D^p \cdot D^p}}{\sqrt{1 + P_d^2 f^2 - 2 P_d f \cosh k + \frac{P_d^2 P_m^2 f^2}{2} \sinh^2 k}} \quad (8)$$

강화공정에 따른 복합재의 충전률(densification rate)은 따라서 식 (1)-(8)을 이용하여 기공에 대한 상대밀도 R 과 체적 변형률의 항으로 다음과 같이 계산할 수 있다.

$$\dot{R} = -(1-f) D_{\dot{\lambda}}^p = -R D_{\dot{\lambda}}^p \quad (9)$$

2.2 초소성 변형거동

기지재료로 사용되는 티타늄합금, Ti-6Al-4V는 고온에서 부과되는 변형률속도에 따라 초소성거동을 수반한다. 이러한 고온 초소성 변형은 확산과정(diffusion process)을 동반하며 낮은 응력상태에서는 변형률속도와 응력의 관계를 선형적으로 표현할 수 있는 반면 높은 응력상태 하에서는 전위크리프(dislocation creep)에 따른 응력-변형률속도 관계가 비선형으로 주어진다[18]. 전 변형과정에 걸쳐 이러한 초소성 변형기구는 확산크리프, 결정립계 미끄러짐(grain boundary sliding) 그리고 전위크리프 등이 복합적으로 연관되어 있으며 또한 변형에 따른 결정립성장(grain growth)과 강화기구(hardening mechanism) 등도 함께 고려되어야 한다 [19]. 확산크리프는 응력에 기인된 격자(lattice) 내부 및 결정립계를 통한 공동(vacancy)의 이동에 의하며 주로 고온 및 낮은 응력상태의 미세 결정립 재료에서 잘 발생한다. Nabarro와 Herring에 의해 소성변형을 유도하는 격자 내부 원자의 움직임이 관찰되었으며 Coble은 결정립계를 통한 확산모델을 제시하였다. 이때 Coble모델은 Nabarro와 Herring 모델에 비해 보다 강한 결정립 크기의 의존성을 보임을 알 수 있다. 한편 초소성 변형을 통해 발전된 조직 내부에는 등축의 결정립 상태가 나타나며 이는 결정립계의 미끄러짐에 기인된다. 전위운동 또한 확산과 결정립계의 미끄러짐과 함께 초소성 변형기구에 해당하며[20], 특히 고온에서 칼날전위(edge dislocation)에 의한 전위 상승(climb)은 슬립평면에 수직인 방향으로 발생하고 결정립계 부근에서 더욱 활성화 된다.

기지재료의 초소성거동 해석과 관련하여 Kim 등[21]이 제시한 미소역학적 이론을 도입하여 충전된 기지재료의 변형거동을 모사하였으며 이를 바탕으로 광의(long-range)의 응력장 하에서 외부로부터의 전위 생성에 따른 강화과정(hardening process) 효과를 고려한 내부응력, X 를 사용하여 [22] 다음과 같이 순응력(net stress), σ_n 을 표현할 수 있다.

$$\sigma_n = \bar{\sigma} - X \quad (10)$$

확산현상과 결정립 크기의 효과를 고려하면 다음과 같이 변형률속도식을 정의할 수 있으며

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{\alpha}{d^r} (\bar{\sigma} - X) \quad (11)$$

이를 이용하여 부과되는 변형률속도와 유동응력에 상응하는 확산과 전위크리프의 영향이 모두 고려된 소성변형률속도는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \frac{\alpha}{d^r} \sinh \left[\beta (\bar{\sigma} - X - \bar{\sigma}_s) \right] \quad (12)$$

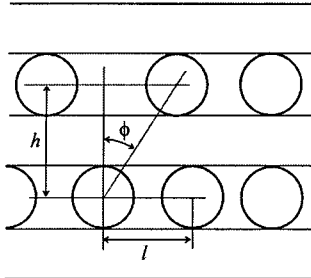


Fig. 2 A schematic representation of geometrical arrangement for fiber distributions.

여기서 $\bar{\epsilon}^p$ 는 기공이 배제된 기지재료의 소성변형률속도(plastic strain rate), $\bar{\sigma}_s$ 는 항복응력, X 는 내부응력 그리고 d 는 결정립 크기를 나타내며 α , β 그리고 γ 는 재료상수들이다. 한편 재료강화를 모사하기 위하여 사용된, 소성변형률속도와 선형적인 관계가 있는 내부 응력, X 는 강화와 회복(recovery)이 조합된 변형기구로서 발전식(evolution equation)은 다음과 같이 정의되었다[22].

$$\dot{X} = (C_1 - \gamma_1 X) \dot{p} \quad (13)$$

여기서 C_1 , γ_1 는 각각 재료상수이며 \dot{p} 은 유효소성변형률속도를 나타낸다. 고온에서의 변형은 결정립 성장을 동반하며 이는 온도 만에 의한 정적 성장과 변형에 따라 수반되는 동적 성장의 합으로 표현할 수 있다 [23]. 초소성 재료에 있어 유동응력은 결정립 크기가 증가함에 따라 증가되며 이러한 결정립과 관련된 조직의 진전식은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{d} = \frac{\alpha_1 + \beta_1 \bar{\epsilon}^p}{d^\mu} \quad (14)$$

여기서 α_1 , β_1 그리고 μ 는 재료상수이며 첫째 항은 정적 성장을, 두 번째 항은 변형과 함께 수반되는 동적 성장을 나타낸다. 따라서 식 (12)~(14)를 통해 기지재료의 초소성 변형거동에 따른 유동응력 $\bar{\sigma}$ 를 계산할 수 있게 된다. 보다 정밀한 재료의 변형거동을 예측하기 위해 온도의 변화뿐만 아니라 변형률속도의 영향을 모두 고려하여 재료상수를 선정하게 되며 이는 최적화기법을 통해 결정할 수 있게 된다. 최소자승법을 이용한 단계별 최적화가 수행되었으며, 우선 결정립 크기에 대한 실험결과와 결정립 성장기구를 통한 계산값을 비교하여 α , β , μ 를 최적화 할 수 있으며 같은 방법으로 응력-변형률 특성에 대한 나머지 재료상수를 결정할 수 있게 된다. 한편 다양한 온도의 변화에 따른 재료상수는 실험을 통해 구해진 두개의 상이한 온도 조건의 결과 및 Arrhenius 법칙을 이용하여 변형률속도와 온도

의 역수, $1/T$ 과의 선형적인 관계로부터 계산할 수 있다.

2.3 기하학적 인자의 결정

완성된 복합재료의 기계적 특성은 섬유 체적분률과 밀접한 관계가 있으며 이때 섬유의 체적분률은 복합재 내부의 강화섬유 분포특성에 따른 기하학적 형상에 따라 최대값을 계산할 수 있다. Fig. 2에서 보듯이 h , l , 그리고 ϕ 는 각각 섬유간 거리, 층간 거리(interply spacing), 그리고 섬유 사이의 각을 나타내며 이들의 조합에 의해 성형체 내부의 기하학적인 형태를 결정할 수 있게 된다. 또한 섬유체적분률, V_f 는 아래의 식으로 표현할 수 있으며

$$V_f = \frac{VF}{VF + VM} = \frac{\pi t_{fiber}^2}{\pi t_{fiber}^2 + 4lt_{foil}} \quad (15)$$

여기서 VF 및 VM 은 각각 강화재의 체적과 기지재료의 체적을 나타내며 t_{fiber} 는 강화섬유의 지름, t_{foil} 는 기지재료인 Ti-6Al-4V 포일의 두께이다. 강화공정이 진행되면서 기지재료의 변형에 따라 강화섬유와 기지재료 사이의 기공이 제거되는 충전 현상이 발생되며 이러한 충전과정에 의해 성형체 내부의 기하학적인 형태가 변화된다. 이때 성형체에서 충진이 새로 일어난 영역에 존재하는 기지재료의 체적은 강화공정 이전의 기지재료의 체적보다 작아야 하고 따라서 이를 바탕으로 삼각배열의 경우 섬유체적분률 V_f 는 아래의 조건식을 만족한다.

$$V_f \leq \frac{\pi t_{fiber}^2}{4lh} \quad (16)$$

여기서 $l=t_{fiber}$ 이면 수평으로 이웃한 두 섬유가 접촉하는 상태가 된다. 따라서 $\phi=30^\circ$ 인 경우, 삼각배열을 이루는 모든 섬유가 접촉하게 되며 V_f 는 최대값 0.907을 갖는다. 유사한 방법으로 사각배열의 경우 이웃한 네 섬유가 모두 접촉할 경우 V_f 는 0.785의 최대값을 갖는다.

한편 Tvergaard[16]가 제시한 수정된 모델에서 P_d 와 P_m 모두 1.0인 경우 구성방정식은 Gurson의 기본모델과 같게 되며 이때 P_d 는 기공의 체적분률을, P_m 은 기공의 기하학적 형태를 고려한 다공성재료의 평균응력을 보정해 주는 값으로 각각 사용된다. P_d 와 P_m 이 고려되지 않은 Gurson의 모델을 이용하여 수행한 강화공정 해석에서 공정의 진행정도를 알 수 있는 시간에 대한 상대밀도의 변화는 기존에 수행된 Nicolau 등[10,13]의 연구결과 및 본 연구에서 수행한 강화공정 실험 결과의 분석을 통해 정성적으로 유사한 형태가 나타남을 알 수 있었고 따라서 기공의 체적분률을 보정하는 P_d 는 기본값인 1.0을 사용하였다. 기하학적 인자, h ,

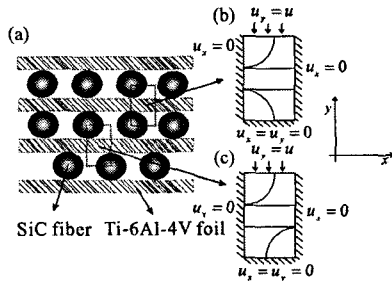


Fig. 3 Schematic diagrams showing (a) fiber and matrix arrays, (b) rectangular unit cell-model, and (c) triangular unit cell-model for FEM simulations.

l 그리고 ϕ 에 의해 결정되는 성형체 내부 기공은 강화재와 기지재료의 경계로 이루어지며 그 형태는 이러한 인자들의 값에 따라 변하게 된다. 본 연구에서는 FFF 방식을 이용한 강화공정의 유한요소해석 결과를 통해 따라서 다공성재료의 평균응력 σ_m 을 보정해주는 P_m 의 값을 결정하여 다공성재료의 구성방정식에 적용하여 예측의 정확도를 높일 수 있도록 하였다.

2.4 유한요소 응용

복합재 성형을 위한 보강재와 기지재료의 배열은 Fig. 3(a)와 같이 나타낼 수 있으며 강화공정에 따른 수치계산은 상용화된 비선형 유한요소 프로그램인 ABAQUS와 UMAT을 사용하였다. 해석에 이용된 모델은 Fig. 3(b) 및 (c)와 같이 강화섬유의 기하학적인 형태를 고려하여 삼각 및 사각 형태의 기본-셀 모델로 구성하였다. 삼각 기본-셀 모델은 500개의 평면변형률 4-절점 요소 그리고 사각 기본-셀 모델은 370개의 요소를 사용하여 각각 기지재료를 격자화하였다. 강화재는 강체로 고려되고 섬유의 길이방향에 수직인 평면변형률 상태로 해석하였으며 기하학적인 대칭성을 고려하여 기본-셀 모델의 좌우측 외부 경계면은 작용압력에 대해 수직방향으로 구속되었고 보강재와 기지재료의 접촉 경계면의 마찰계수는 Nicolaou 등[13]의 결과와 비교를 위해 상수값 0.1을 사용하였다. 한편 기본-셀 모델을 이용하여 계산되는 강화공정의 상대밀도 R은 복합재의 초기 상대밀도, R_m 및 기본-셀 모델의 하중방향 변위 $disp$ 을 이용하여 다음과 같이 구할 수 있다.

$$R = \frac{l_{foil} l R_{m1} + 2\pi l_{fiber}^2}{(2l_{foil} + l_{fiber} - disp) l} \tag{17}$$

강화공정의 진행 정도를 나타내는 R 값은 식(9)와 식(17) 모두 동일한 값을 표현하고, 여기서 전식은 구성방정식과 연계된 해석적 모델을 바탕으로 체적변형률을 이용하여 계산

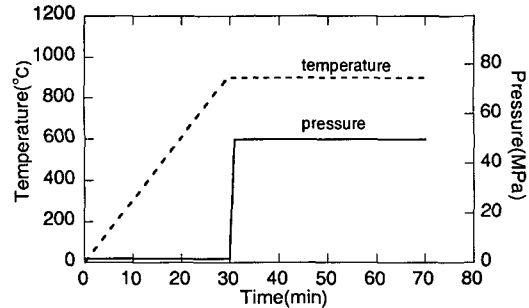


Fig. 4 Consolidation cycles for VHP test.

되는 식임에 반해 후식은 유한요소해석에 따른 변위 예측을 통해 계산되는 식임을 알 수 있다.

3. 강화공정 실험

실험에 사용된 진공고온가압(Vacuum Hot Pressing; VHP) 장비는 고주파 유도코일방식과 기계식압력제어방식으로 온도 및 압력을 각각 조절하였고 10^{-5} ~ 10^{-4} torr의 진공도를 유지할 수 있도록 하였다. 열전대를 성형체 다이에 용접 부착하여 강화공정에 따른 온도를 측정하였으며 성형체의 하중방향 변위 측정은 정밀 제작된 디지털다이얼게이지를 사용하였다.

강화섬유는 ball screw가 장착된 섬유와인딩 장치를 이용하여 섬유간 간격을 160, 200, 240 μm 의 세 가지 형태로 일정한 간격을 유지할 수 있도록 하였으며 유기 접착제, PMMA(PolyMethylMethAcrylate)를 이용하여 고정된 후 섬유의 길이방향에 수직으로 절단하였다. 화학적으로 밀링 가공된 Ti-6Al-4V 포일은 실험조건에 따라 80, 100, 120, 150 μm 의 두께로 연마 가공하였고 포일의 표면은 불순물 제거를 위해 실험에 앞서 최종 세척하여 사용하였다. 이러한 과정을 통해 준비된 강화섬유 번들(bundle)과 실험조건에 맞도록 절단한 Ti-6Al-4V 포일은 요구되는 복합재의 사양을 고려하여 11~12회 반복 적층한 형태로 예비성형체를 제작하였다.

실험에 사용된 재료의 특성은 Table 1과 같다. 준비된 예비성형체를 VHP 장비의 다이 내부에 삽입한 후 목표로 한 진공도에 도달하게 되면 Fig. 4와 같은 온도압력 사이클을 인가하게 된다. 목적온도에 도달되기 전에 강화재와 포일의 고정을 위해 사용한 유기접착제는 연소되어 제거되며 온도와 압력이 일정하게 유지된 상태에서 성형체의 수직변위의 변화가 발생하지 않을 때까지 강화공정을 수행하였다. 강화공정이 완료된 후 노냉(furnace cooling)하였으며 완성된 복합재 시편은 일련의 후처리 과정을 통해 강화거동에 대한 기공의 진전특성을 관측할 수 있었다.

Table 1 Mechanical properties and specifications for SiC fiber and Ti-6Al-4V foil

Material	Name(type)	Producer	Dimension(μm)	UTS(MPa)	Modulus(MPa)
SiC fiber	SCS-6	Textron	140(diameter)	4000	400000
Ti-6Al-4V foil	AMS9411F	RMI Int.	80-120(thickness)	101-228	1029

4. 결과 및 고찰

Fig. 5는 강화공정 동안 발생한 하중방향의 변위를 나타낸다. 다공성재료에 대한 구성방정식 및 기지재료의 초소성 변형거동식을 이용한 계산값과 VHP 실험값이 잘 일치함을 볼 수 있으며 강화공정 초기에 빠르게 증가하는 변위는 공정이 진행될수록 둔화되며 공정이 완료되는 시점에서 거의 일정하게 유지됨을 알 수 있다. 이것은 Fig. 6에서 보듯이 같이 강화공정의 후반부에 존재하는 강화섬유와 이웃한 두 포일이 이루는 경계를 가진 뾰족한 모양(cusped shape)의 미세 기공이 쉽게 제거되지 않는 영향에 기인한

다. 한편 결과에서 보듯이 동일한 압력조건 하에서 온도가 증가함에 따라 강화공정이 상대적으로 빠르게 진행함 또한 알 수 있다. 일정한 온도에서 압력조건에 따른 상대밀도의 변화는 Fig. 7과 같고 압력이 높을수록 더욱 빠른 강화공정이 이루어지게 됨을 알 수 있다. Fig. 8은 동일한 온도 및 압력조건 하에서 강화섬유 간격에 따른 결과를 나타낸다. 강화섬유간 간격이 클수록 조속한 강화공정이 진행됨을 보여주고 있으며 이에 따라 FFF 방식을 이용한 강화공정의 경우 보강재의 체적분률과 초기 상대밀도에 직접 관계되는 섬유간격은 공정변수의 결정에 중요한 인자가 됨을 알 수 있다. Fig. 9는 동일한 온도, 압력 그리고 강화섬유 간격

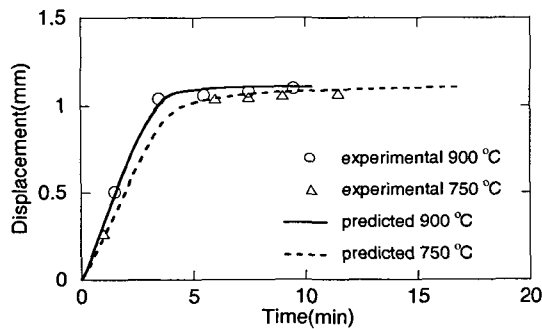


Fig. 5 Variations of loading direction displacement for the two different temperatures under 50MPa.

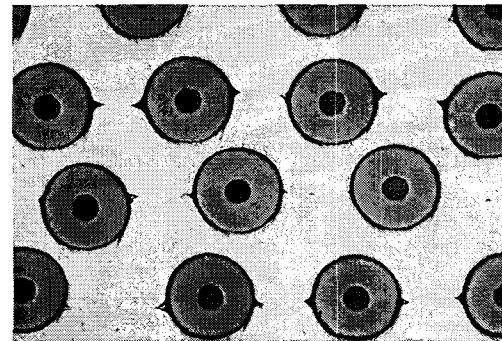


Fig. 6 Photograph showing cusped shape pores at the latter stage of consolidation processes.

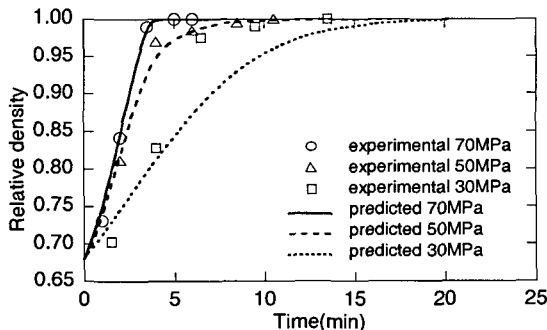


Fig. 7 Variations of relative density for the three different pressures at 750°C.

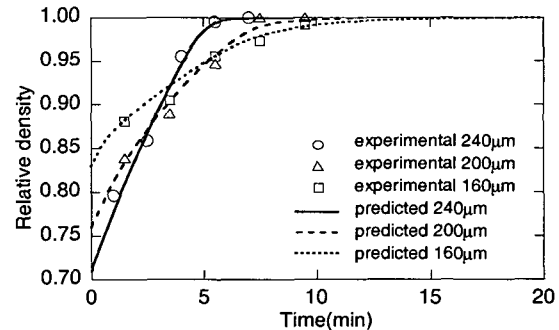


Fig. 8 Variations of relative density for the three different fiber spacings at 875°C under 50MPa.

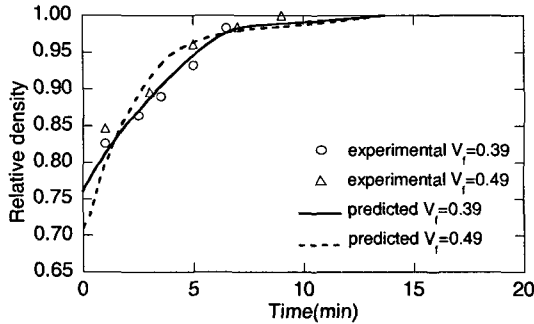


Fig. 9 Variations of relative density for the two different fiber volume fractions at 875°C under 50MPa.

조건 하에서 강화섬유의 체적분률에 따른 결과를 나타낸다. 강화공정이 진행됨에 따라 상대밀도의 차이는 역전되며 시간이 지날수록 그 차이는 줄어 거의 동일한 시간에 강화공정이 완료된다. 이때 체적분률은 사용되는 포일의 두께에 의해서 결정되며 동일한 온도, 압력조건과 강화섬유간 간격에 따른 체적분률의 차이는 따라서 강화공정에 크게 영향을 미치지 않음을 알 수 있다. 그러므로 FFF 방식을 이용한 티타늄금속기 복합재료의 제조에 사용되는 포일의 두께는 기하학적인 측면을 고려하여 허용가능한 작은 두께의 것을 사용하는 것이 완성된 복합재료의 특성과 제조비용을 고려할 때 적절하다고 할 수 있다. 한편 금속복합재 제작을 위한 강화공정에서 기지재료로 사용되는 포일 재료의 불균일성과 공정중에 발생하는 강화섬유의 swimming 등으로 인한 강화재의 배열특성은 실제 복합재의 성능 및 강화공정에 큰 영향을 미치게 되며[12] 이와 같은 특성을 고찰하기 위해 기본-셀 모델을 이용한 유한요소해석을 수행하였다. Fig. 10은 기본-셀 모델에서 강화공정이 완료되기 직전의 유효응력과 하중방향의 변형률을 나타낸다. 삼각 기본-셀 모델이 사각 기본-셀 모델보다 국부 변형률의 차이가 상대적으로 작고 동일한 작용 압력에서 더욱 빠른 강화공정이 이루어짐을 알 수 있으며 이에 따라 섬유배열의 기하학적인 형태는 강화공정에 큰 영향을 미치게 됨을 확인할 수 있다.

5. 결론

본 연구는 FFF 방식을 이용한 SiC/Ti-6Al-4V 연속섬유강화 금속기 복합재료 개발과 관련하여 미시역학적 이론을 바탕으로 강화재와 기지금속의 강화공정거동 고찰하였으며 특히 초소성 기지재료의 변형거동 해석을 이용하여 다공성 재료의 비탄성거동과 연계한 통합화된 구성방정식을 제시하였다. 고온가압 강화공정에서 요구되는 다양한 공정변수와 기하학적 인자 및 부과 조건들이 비교 연구되었으며 VHP 실험결과와 함께 실제 공정과정 또한 고찰되었다.

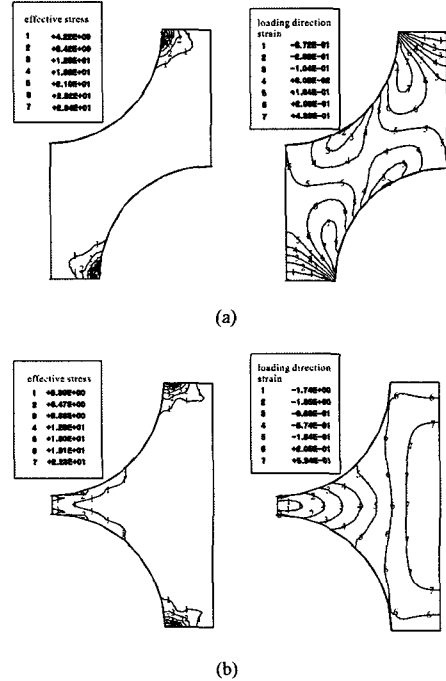


Fig. 10 Predicted spatial variations of effective stress and loading-direction strain for (a) triangular unit-cell model, and (b) rectangular unit-cell model at 875°C under 50MPa.

강화공정이 진행될수록 성형체의 상대밀도 변화율이 작아지게 되고, 강화가 완료될수록 현저히 느린 속도로 진행됨을 알 수 있었다. 부과된 온도 및 압력의 영향 뿐만 아니라 강화섬유의 기하학적 배열에 따른 강화재와 기지재료의 초기 상대밀도 또한 공정에 중요한 변수가 됨을 알 수 있었고, 강화섬유의 배열형태가 사각 기본-셀 모델에서 삼각 기본-셀 모델 형태의 이동함에 따라 공정 소요시간이 단축됨을 알 수 있었다. 동일한 온도, 압력 및 섬유간 간격 조건에서 강화섬유의 체적분률은 포일 두께로 결정될 수 있으며 이때 섬유 체적분률의 차이는 강화공정의 완료시간에 거의 영향을 미치지 않음을 알 수 있었다.

강화공정을 거쳐 개발된 시편의 조직검사를 통해 기공의 변화 및 기지재료의 불균일성과 변형에 따른 조직의 진전현상을 관찰할 수 있었으며 현재 이와 같은 재료의 불균일성이 공정에 미치는 영향을 고려한 후속 연구가 계속 진행 중이다.

후기

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구(R01-2000-00294) 지원으로 수행되었음.

참고문헌

- 1) Mall, S., Fecke, T., and Foringer, M. A., *Titanium Matrix Composites: Mechanical Behavior*(Ed., Mall, S. and Nicholas, T.), Technomic publishing, 1998, pp. 1-22.
- 2) Boyer, R. R., "An overview on the use of titanium in the aerospace industry," *Materials Science & Engineering A*, A213, 1996, pp. 103-114.
- 3) Bampton, C. C. and Graves, J. A., "Process modeling for titanium aluminide matrix composites," *Proc. Mat. Res. Soc. Symp.*, Vol. 273, 1992, pp. 365-376.
- 4) Nicolaou, P. D., Piehler, H. R., and Kuhni, M. A., *Development in Ceramic and Metal-Matrix Composites* (Ed., Kamleshwar, U.), The Minerals, Metals & Materials Society, 1991, pp. 37-47.
- 5) Gilmore, D. L., Han, H. N., and Derby, B., "Model for consolidation of Ti-6Al-4V/SiC fibre composite from plasma sprayed monotape," *Materials Science and Technology*, Vol. 14, 1998, pp. 933-938.
- 6) Elzey, D. M. and Wadley, H. N. G., "Modeling the densification of metal matrix composite monotape," *Acta metal. mater.*, Vol. 41, No. 8, 1993, pp. 2297-2316.
- 7) 양훈철, 김기태, "열간 등가압소결에 의한 Ti-6Al-4V 분말의 치밀화 거동," 대한기계학회논문집 A, 제 24권 2호, 2000, pp. 394-402.
- 8) Yong, L., Nesterenko, V. F., and Indrakanti, S. S., "Modified Arzi-Ashby-Easterling model for powder consolidation," *Metals and Materials*, Vol. 4, No. 3, 1998, pp. 336-334.
- 9) Schuler, S., Derby, B., and Ward-Close, C., "Matrix flow and densification during the consolidation of matrix coated fibres," *Acta Materialia*, Vol. 48, 2000, pp. 1247-1258.
- 10) Kunze, J. M. and Wadley, H. N. G., "The densification of metal coated fibers: hot isostatic pressing experiments," *Acta Materialia*, Vol. 45, No. 5, 1997, pp. 1851-1865.
- 11) Tchubarov, V. M., Zabolotsky, A. A., and Krivov, G. A., *Metal Matrix Composites*(Ed., Fridlyander, J. N.), Chapman & Hall, 1995, pp. 61-81.
- 12) Guo, Z. X., "Towards cost effective manufacturing of Ti/SiC fibre composites and components," *Materials Science and Technology*, Vol. 14, 1998, pp. 864-872.
- 13) Nicolaou, P. D., Piehler, H. R., and Saigal, S., "Process parameter selection for the consolidation of continuous fiber reinforced composites using finite element simulations," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 37, No. 7, 1995, pp. 669-690.
- 14) Bordere, S., Magny, C., Marchal, K., Ballet, M., and Levailant, C., "Prediction of the pore-closing kinetics during the consolidation stage of SiC unidirectional long fibers: titanium alloy matrix composites," *J. of Materials Processing Technology*, Vol. 62, 1996, pp. 100-107.
- 15) Gurson, A. L., "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I- yield criteria and flow rules for porous ductile media," *Tran. of the ASME*, Vol. 99, No. 1, 1977, pp. 2-15.
- 16) Tvergaard, V., "Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions," *Int. J. of Fracture*, Vol. 17, No. 4, 1981, pp. 389-407.
- 17) Becker, R., "The effect of porosity distribution on ductile failure," *J. of Mech. and Phys. of Solids*, Vol. 35, No. 5, 1986, pp. 577-599.
- 18) Hamilton, C. H., "Superplasticity in titanium alloys," *Proc. Symp. on Superplastic Forming*, LA, CA, USA, 1984, pp. 13-22.
- 19) Nieh, T. G., Wadsworth, J., and Sherby, O. D., *Superplasticity in metals and ceramics*, Cambridge University Press, Cambridge, 1997.
- 20) Spingarn, A. R. and Nix, W. D., "A model for creep based on the climb of dislocation at grain boundaries," *Acta Met.*, Vol. 27, 1979, pp. 171-177.
- 21) Kim, T-W. and Dunne, F. P. E., "Determination of superplastic constitutive equations and strain rate sensitivities for aerospace alloy," *Proc Instn Mech Engrs*, Vol. 211, 1997, pp. 367-380.
- 22) Lemaitre, L. and Chaboche, J-L., *Mechanics of solid materials*, Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1990.
- 23) Baudalet, B. and Suery, M., "Plastic stability and strain to fracture during superplastic deformation," *Superplasticity and Superplastic Forming* (Ed. Hamilton, C.H. and Paton, N.E.), *Proc. Int. Conf.*, Washington, USA, 1988, pp. 135-148.