

論文

강화공정에 따른 비균질 티타늄 금속기 복합재료 모델링

이수윤*, 김태원***

Modeling the Heterogeneous Microstructures of Ti-MMCs
in Consolidation Process

Soo-Yeun Lee*, Tae-Won Kim***

ABSTRACT

Vacuum hot pressing has been used for the development of titanium metal matrix composites using foil-fiber-foil method. Heterogeneous microstructures prior to and following consolidation have been quantified, and the relations to densification behavior investigated. As shown by the results, dramatic variations of the microstructures including equiaxed α , transformed β and Widmanstätten α are obtained during the process according to the fiber distributions. The dependence of microstructures on the consolidation then has been explained in terms of the change in mechanisms such as grain growth and recrystallization that occur with changing levels of inhomogeneity of deformation. Further, micro-mechanics based constitutive model enabling the evolution of density over time together with the evolutions of microstructure to be predicted has been developed. The mode developed is then implemented into finite element scheme so that practical process simulation has been carried out.

초 록

고온진공가압 성형기술 및 포일-섬유-포일 방식을 이용하여 티타늄금속기 복합재료를 개발하였다. 이와 관련하여 강화공정 전후의 비균질 미시조직의 변화를 관측하였으며 공정 진행에 따른 충전거동도 함께 비교분석하였다. 결과에서 알 수 있듯이 강화공정 동안 섬유의 분포 형태에 따라 등축 α , transformed β 및 Widmanstätten α 등 상당한 미시조직의 변화가 확인되었다. 공정 진행에 따른 미시조직의 변화는 따라서 변형에 대한 기지재료의 불균일 정도와 관련한 결정립성장 및 재결정과 같은 변형기구들로 설명할 수 있었다. 이와 같은 변형기구 해석을 바탕으로 공정에 따른 기공의 충전 정도와 조직의 변화를 예측하기 위한 미시역학적 구성방정식이 개발되었으며, 또한 유한요소 해석을 통해 실공정 과정을 보다 정밀하게 예측할 수 있었다.

Key Words: 강화공정(consolidation process), 미시조직(microstructure), 결정립 성장(grain growth), 재결정(recrystallization)

1. 서 론

연속섬유강화 티타늄금속기 복합재료(continuous fiber reinforced titanium metal matrix composites)는 비강도, 내마

모성, 고온 특성 등이 우수함에 따라 항공우주 분야 및 방위 산업재료 뿐만 아니라 초고속 운송수단, 에너지 분야 등 다양한 영역으로 그 응용 범위를 넓혀가고 있는 추세이다[1,2]. 금속기 복합재료의 제조는 일반적으로 액상 제조

* 한양대학교 기계설계학과 대학원

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

공정과 고상 제조공정으로 구분할 수 있으며, 티타늄금속기 복합재료의 경우, 모노테이프 방식, 소결 방식, 기지재료코팅섬유(MCF) 방식 및 포일-섬유-포일(FFF) 방식 등이 개발되었고 제조공정상의 문제점 및 효율을 높이기 위해 현재 많은 연구가 진행 중이다[3,4]. 한편 이들 중 불순물에 의한 영향이 적으며 제조공정이 상대적으로 간단한 FFF방식이 티타늄금속기 복합재료의 개발과 관련하여 널리 사용되고 있다[5]. 또한 기지재료로 사용되는 미세 결정립 조직의 Ti-6Al-4V의 경우, 고온성형 조건에서 다양한 재료거동을 동반하며 따라서 보다 건전한 복합재료를 개발하기 위해서는 사용재료의 고온 비탄성거동(inelastic behavior) 해석과 함께 압력, 온도, 시간뿐만 아니라 모재에 대한 강화재의 분포특성, 모재와 강화재의 상대부피분율 등 다양한 미시역학적 연구가 수반되어야 한다.

본 연구에서는 FFF방식 및 고온진공가압(vacuum hot pressing, VHP) 기술을 이용하여 연속섬유강화 티타늄금속기 복합재료를 제작하였으며, 특히 강화공정에 따른 Ti-6Al-4V 기지조직의 미시역학적 해석과 관련하여 결정립 크기, 결정립 크기의 분포, 상분율, 결정학적 구조 등과 같은 재료특성을 관측하였다. 이상(two-phase) Ti-6Al-4V 합금에서 α 와 β 상은 온도 및 변형률속도에 따라 결정립 성장을 동반하며 결정립 크기의 증가는 결국 유동응력을 증가시키고 변형률속도 민감계수(strain rate sensitivity)를 감소시키게 된다. 또한 고온 충전공정 동안 압축하중 상태의 기지재료는 재결정(recrystallization)을 수반하게 되고 이와 같은 재결정 기구에 의해 결정립 크기 및 분포 또한 다양한 형태로 발전(evolution)하게 된다[6]. 따라서 변형기구(deformation mechanism)를 바탕으로 이와 같은 비균질 미시조직에 따른 충전거동을 고찰하였으며 공정의 진행정도에 따라 기지재료의 변화를 분석하였다. FFF방식을 이용한 실험결과 및 미시역학적 이론을 바탕으로 다공성 재료의 변형 해석을 위한 구성방정식을 제시하였으며 특히 보강재의 분포특성에 따른 기지재료의 국부적인 변화를 예측할 수 있는 유한요소 해석을 통해 보다 정밀한 비균질 재료모델을 개발하였다.

2. 강화공정 실험

티타늄금속기 복합재료 제작과 관련하여, 기지재료는 두께 80~150 μm 의 Ti-6Al-4V foil이 사용되었으며, 강화재는 직경 140 μm 인 SiC 섬유가 이용되었다. 각각의 재료 특성은 Table 1과 같다. 실험에 사용된 고온진공가압장비는 카본 가열 방식 및 유압식 압력제어 방식으로 온도와 압력을 각각 조절하였고, 열전대를 성형 다이 부근에 배치하여 강화공정에 따른 온도의 변화를 관측하였다. 또한 하중방향 변위 측정은 정밀 제작된 디지털 다이얼 게이지를 사용하였다.

Table 1 Specifications for SiC fiber and Ti-6Al-4V foil

	SiC fiber	Ti-6Al-4V foil
Name	SCS-6	AMS9411F
Producer	Textron	RMI Int.
Dimension(μm)	140(diameter)	80~150(thickness)
UTS(MPa)	3450	1000
Modulus(GPa)	380	114

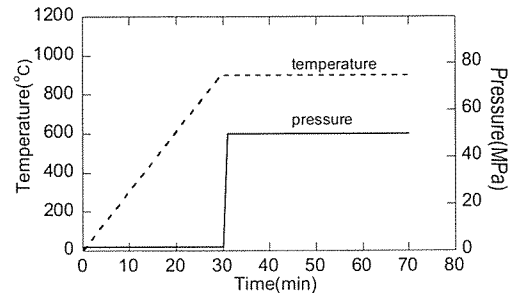


Fig. 1 Consolidation cycles for VHP test.

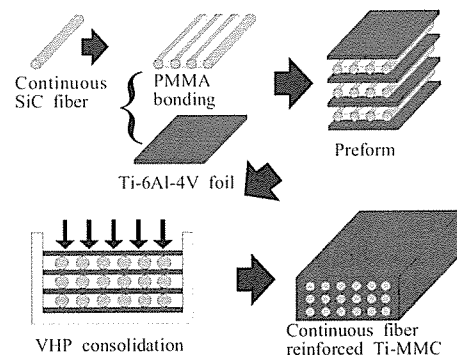


Fig. 2 Consolidation processes with SiC fiber and Ti-6Al-4V foil using FFF method.

섬유 번들은 ball screw 방식의 섬유 와인딩 장치와 유기 접착제(PMMA)를 이용하여 제작하였으며 화학적으로 밀링 가공된 Ti-6Al-4V 포일을 원하는 두께로 연마 후 불순물 제거를 위해 최종 세척하여 사용하였다. 이와 같은 과정을 통해 준비된 섬유 번들과 포일을 반복 적층하여 예비성형체로 완성하였다. 준비된 예비성형체를 성형 다이 내부에 장착하여, 고온진공가압 장비 내에 삽입한 후 Fig. 1과 같은 온도와 압력 사이클을 통해 강화공정을 수행하였으며 성형공정 동안 10^{-3} torr의 진공도를 유지하였다. 공정 진행에 따른 기공의 충전 정도와 기지재료 조직의 변화를 관찰하기 위해 목표 온도에서 압력을 부과한 후 각각 3분과 10분으로 구분하여 공정 상태를 평가하였으며 이때 3분은 강화공정이 약 75% 진행된 상태이며 10분은 강화공정이 100% 진행되어 완료된 상태를 나타내는 것이다. 이와

같은 조건 추출은 다수의 실험을 통해 가장 최적화 된 값을 기준으로 하여 선정하였다.

강화공정 완료 후 노냉 하였으며 일련의 후처리 과정을 거쳐 기계-재료특성 시험을 위한 시편을 완성하였다. 이상과 같은 복합재료의 제작공정은 Fig. 2와 같다.

3. 비균질 미시조직과 변형기구

기지재료로 사용되는 티타늄합금에 있어 특히 조직의 균질성 및 결정립 특성과 관련한 금속결정학적 인자는 필수적으로 고려되어야 할 사항이다. Paton과 Hamilton[7]에 의해 상업용 Ti-6Al-4V의 결정학적 특성과 결정립 크기 및 분포와 관련한 연구가 이루어 졌으며 평균 결정립 크기 4.4 μm 와 1~20 μm 의 분포 구조가 측정되었다. 미세 결정구조일수록 더 많은 연신을 이루게 되며 또한 α - β 의 이상구조를 갖는 Ti-6Al-4V 합금의 경우 최적의 연성은 이 같은 두 상의 균형적인 조화에 의해 결정됨이 고찰되었다[7]. 고온에서의 기지재료의 변형은 결정립 성장을 동반하며 이는 온도 만에 의한 정적 성장(static grain growth)과 변형에 따라 수반되는 동적 성장(dynamic grain growth)의 합으로 표현할 수 있다[8]. 또한 충전공정 동안 압축하중 상태의 기지재료는 재결정을 수반하며 이와 같은 재결정 과정은 다음과 같이 설명할 수 있다. 우선 변형과 함께 금속재료 내부에는 불안정한 전위가 발생하며 이는 내부에너지의 증가를 가져오고 이러한 불안정한 상태는 변형에 따라 지속된다. 또한 고온상태 하에서는 열적 활성화로 인하여 새로운 결정립을 생성하고 따라서 안정된 상태로 변해가는 상변화가 발생하게 되며 이는 일반적으로 변형이 심한 입계에서 더욱 증가하게 된다. 한편 재결정이 완료된 후에는 표면에너지가 구동력이 되어 결정립이 성장이 더욱 가속하게 된다.

재결정 기구 또한 변형 의존적인 동적 재결정과 온도 및 시간 의존적인 정적 재결정으로 구분할 수 있다[9]. 동적 재결정은 성형중 전위밀도의 지속적인 증가에 의하여 재결정핵이 생성되며 외부와의 전위밀도차가 구동력이 되어 결정핵이 성장하게 된다. 이와 같은 동적 재결정은 재료가 소성변형을 하게 될 경우 가공경화와 함께 발생하며 따라서 전체적으로 응력-변형률 특성이 변화하는 효과를 초래한다. 한편 정적 재결정은 높은 온도로 유지됨에 따라 내부에너지로 인해 무변형의 재결정핵이 생성되는 것으로써 이러한 정적 재결정은 동적 재결정이 일어나 상대적으로 안정된 부분에서 보다 동적 재결정이 일어나지 않은 변형된 부분에서 일어날 확률이 높다[10,11]. 이상과 같은 동적 또는 정적 재결정은 티타늄금속기 복합재료 제작을 위한 강화공정 동안 지속적으로 발생되며 따라서 공전 전, 후의 미시조직에서 관찰을 통해 각각의 특성을 비교 분석하였다.

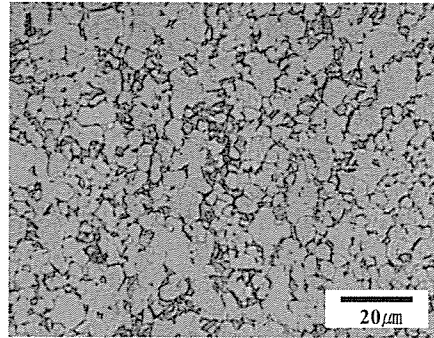


Fig. 3 Photograph showing an initial microstructure of Ti-6Al-4V foil before VHP process.

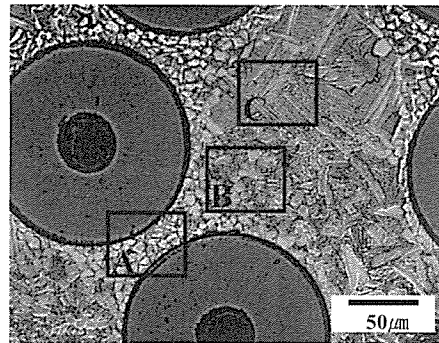


Fig. 4 Photograph showing heterogeneous microstructures consolidated at 900°C under 30MPa for 10min.

충진 정도에 따른 미시조직의 변화와 특성을 관찰하기 위하여 광학 및 전자현미경을 사용하였으며, 특히 α 와 β 결정립 크기 분포 측정을 위해 디지털 이미지 분석기술을 이용하였다[12]. 기지재료의 초기조직은 900°C에서 10분 동안 소킹(soaking)한 시편을 이용하였으며 유사한 방법으로 공정진행에 따른 복합재료의 미시조직을 관찰하였다. Fig. 3과 Fig. 4는 각각 초기 기지재료와 강화공정 완료 후 복합재료의 미시조직을 나타낸 사진이다. 결과에서 볼 수 있듯이 섬유 배열에 따라 비균질 결정립 크기와 분포의 현격한 변화를 알 수 있으며 이와 같은 기지 내부의 위치 변화에 따른 특성을 조사하기 위하여 Fig. 4와 같이 복합재료 내에 분포되어 있는 섬유의 상대적 거리에 따라 A, B, C 세 지역으로 구분하여 관찰하였다. 응력 집중 및 변형률의 국부화가 가장 심한 곳은 A지역이고, 상대적으로 균일 응력 상태가 존재하는 C지역은 작은 변형률의 변화를 나타낸다. 아울러 섬유에 대한 상대 분리거리로 인하여 B지역에서는 정적 및 동적 미시조직의 변화가 함께 일어날 것으로 예상된다. 각각의 위치와 관련한 재료변형은 아래와 같이 설명할 수 있다.

Table 2 Experimentally measured microstructural characteristics of Ti-6Al-4V at 900°C under 30MPa

		Part A	Part B	Part C
Initial	volume fraction of β phase	0.27	0.27	0.27
	mean grain size(μm)	2.04	2.04	2.04
	aspect ratio	1.66	1.66	1.66
3min	volume fraction of β phase	0.22	0.41	0.62
	mean grain size(μm)	4.22	5.79	6.15
	aspect ratio	1.90	1.75	6.67
10min	volume fraction of β phase	0.27	0.50	0.65
	mean grain size(μm)	3.67	5.34	9.63
	aspect ratio	1.73	1.79	4.60

Table 3 Summary of typical morphology with dominant evolution mechanism

Location	Morphology	Dominant microstructural evolution mechanism
A	Equiaxed α	Dynamic recrystallization Grain growth
B	Equiaxed α Transformed β	Static recrystallization Grain growth
C	Transformed β Widmanstätten α	Grain growth

Fig. 4에 표시된 A지역의 미시조직은 조밀한 등축 α (equiaxed α)가 주로 존재하며 transformed β 는 거의 존재하지 않는다. 강화섬유 주위에 작용하는 높은 응력과 변형률은 고전위 밀도로 인하여 축적 에너지의 집중에 영향을 미친다. 높은 응력 상태에서 구형(globulitic) 구조는 연속적인 에너지의 누적에 의해 재결정이 발생할 수 있으며 따라서 이것에 의해 강화재 주변의 기지재료에서 동적 재결정 조직을 찾을 수 있다[13]. 한편 B지역에서는 등축 α 및 A지역에서는 거의 존재하지 않는 transformed β 가 형성되어 있는 것을 볼 수 있으며, Widmanstätten α 와 같은 다양한 미시조직의 형태를 찾을 수 있다[14,15]. Transformed β 는 β 상의 내부에서 $\{0001\}\alpha//\{110\}\beta$ 방향을 따라 판상 α (plate-like α phase)를 갖는 층상구조의 하나이다[15]. 앞서 고찰한 바와 같이 등축 α 는 강화섬유가 매우 밀접해 있는 곳에서 일어나는 동적 재결정으로부터 발생함에 반해, B지역의 경우 등축 α 의 형성물은 동적 재결정이 아니라 정적 재결정 또는 결정립 성장 기구에 의함을 알 수 있다. 이러한 B지역의 미시조직은 C지역과 밀접한 관계를 지니고 있으며 Fig. 4에서 알 수 있듯이 이는 판상 또는 침상 α (acicular α) 즉 주로 Widmanstätten α 그리고 Widmanstätten α 에 의해 둘러싸여진 transformed β 를 관측할 수 있다. 조대한 Widmanstätten α 는 transformed β 와 함께 발전되며 거시적으로 침상형태의 조직으로 형성된다. 또한 C지역에서는 서로 엮어진 α 판과 함께 transformed β 에서 판의 두께가 증가하는 것을 발견할 수 있고 이러한 조직의 변화 기구는

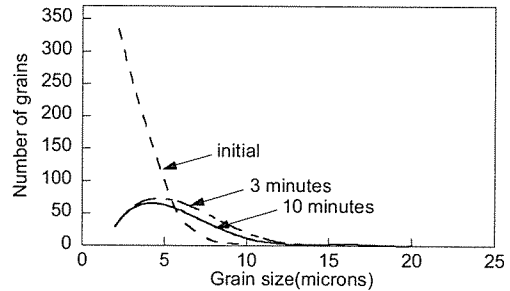


Fig. 5 Experimentally measured distributions of a grain size of Ti-6Al-4V at 900°C under 30MPa

역시 고온조건 하에서 정적 재결정과 함께 수반되는 결정립 성장으로 판단된다. 일반적으로 C지역에서의 미시조직은 더 큰 결정립 성장 효과로 인해 B지역의 미시조직보다 더욱 조대하다. Fig. 5는 초기 및 강화공정 후 α 상의 결정립 크기 분포를 나타내는 것으로 이를 통해 단위 면적 내 변형 후 결정립의 크기와 총 결정립 수는 초기 조직과 비교하여 각각 증가 및 감소하였음을 알 수 있다. 한편 전술한 바와 같이 변형 전 기지재료의 상태로부터 3분이 경과한 시편은 약 75%의 강화가 진행된 상태이며 10분 경과 후의 시편은 충전이 완료된 상태를 의미하고 이들 시편에 대한 β 상의 체적분율, 평균 결정립 크기 그리고 형상비(aspect ratio)는 Table 2와 같다. 또한 A, B, C 각각의 영역에 대한 미시조직의 특성과 이들과 관련한 주요 변형기구는 Table 3과 같고 보다 상세한 변형기구는 기지재료의 변형거동 부분에서 설명된다.

4. 강화공정 모델링

4.1 다공성재료와 구성 방정식

강화공정 동안 재료의 변형거동 해석에 있어, 강화재는 강체로, 기지재료는 고정된 강화재 주변에서 고온 크리프 변형을 동반하는 점소성체로 고려된다[3,4]. 복합재 성형을 위해 고온고압을 가하는 동안 내재된 기공들은 제거되며 따라서 Gurson[16]이 제시한 이론을 바탕으로 다공성 기지재료(porous matrix materials)의 크리프 변형거동을 모사할 수 있다. 기공의 분포 효과를 고려한 Tvergaard[17]의 모델로부터 기지재료의 유동포텐셜함수(flow potential function), Φ 는 다음과 같이 나타낼 수 있으며 이때 f 는 기공의 체적

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

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

분률, σ_e 는 다공성재료의 유효응력, $\bar{\sigma}$ 는 기공이 없는 기지재료의 평균유효응력, σ_m 은 다공성 기지재료의 평균응력을 나타내며, p_d 및 p_m 은 기공의 분포를 고려한 상수이다. Gurson이 제시한 모델은 다공성재료의 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[18]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

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

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

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} = \frac{3}{\sigma^2} s_{ij} + \frac{p_d p_m f}{\sigma} \sinh k \delta_{ij} \quad (5)$$

여기서 s_{ij} 는 편차응력을 의미하며, 유동포텐셜함수에 대한 항복조건을 적용함으로써 proportionality factor $\dot{\Lambda}$ 는 아래와 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{\Lambda} = \frac{\frac{1}{\sigma} \sqrt{\frac{3}{2} D^p \cdot D^p}}{\sqrt{1 + p_d^2 f^2 - 2 p_d f \cosh k + \frac{p_d^2 p_m^2 f^2}{2} \sinh^2 k}} \quad (6)$$

따라서 강화공정에 따른 복합재의 충전률(densification rate)은 식 (1)~(6)을 이용하여 기공에 대한 상대밀도 R 과 체적변형률의 항으로 다음과 같이 계산할 수 있다.

$$\dot{R} = -(1-f) D_{kk}^p = -R D_{kk}^p \quad (7)$$

보다 상세한 SiC-Ti 금속기 복합재료의 강화거동에 관한 미시역학적 모델은 선행연구[19]와 같다.

4.2 기지재료의 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[20,21]. 전 변형과정에 걸쳐 이러한 초소성 변형기구는 확산크리프, 결정립계 미끄러짐(grain boundary sliding) 그리고 전위크리프 등이 총체적으로 고려되어야 한다[22]. 또한 이러한 변형기구에 의한 물리적 성질의 변화와 함께 고온에서 인가되는 온도 및 압력 등에 종속적인 특성을 나타내는 초소성거동을 정확히 모사하기 위해서는 조직 내부의 결정립성장 및 강화기구(hardening mechanisms) 등이 복합적으로 고려되어야 한다. Kim 등[23,24]이 제시한 모델에서와 같이 기지재료의 소성변형률속도는 다음과 같이 나타낼 수 있으며

$$\dot{\epsilon}^p = \frac{\alpha}{d^{\gamma}} \sinh \left[\beta (\bar{\sigma} - X - \bar{\sigma}_y) \right] \quad (8)$$

여기서 $\dot{\epsilon}^p$ 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 재료상수들이다. 한편 재료강화를 모사하기 위하여 사용된, 소성변형률속도와 선형적인 관계가 있는 내부 응력, X 는 강화와 회복(recovery)이 조합된 변형기구로서 다음과 같이 표현할 수 있다[25].

$$\dot{X} = (C_1 - \gamma_1 X) \dot{p} \quad (9)$$

여기서 C_1 , γ_1 은 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[8]. 초소성 재료에 있어 유효응력은 결정립 크기가 증가함에 따라 증가되며 이러한 결정립과 관련된 조직의 진전식(evolution equation)은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{d} = \frac{\alpha_1 + \beta_1 \dot{\epsilon}^p}{d^{\mu}} \quad (10)$$

여기서 α_1 , β_1 그리고 μ 는 재료상수이며 첫째 항은 정적 성장을, 두 번째 항은 변형과 함께 수반되는 동적 성장을

나타낸다. 따라서 식 (8)~(10)을 통해 기지재료의 초소성변형거동에 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 실험 결과와 결정립 성장기구를 통한 계산값을 비교하여 α_1 , β_1 , μ 를 최적화 할 수 있으며 같은 방법으로 응력-변형률 특성에 대한 나머지 재료상수를 결정할 수 있다. 또한 다양한 온도의 변화에 따른 재료상수는 실험을 통해 구해진 두개의 상이한 온도 조건의 결과 및 Arrhenius 법칙을 이용하여 변형률속도와 온도에 따라 계산할 수 있다. 한편 식 (10)은 기지재료의 국부적인 비균질 특성의 변화를 반영하지 않은 결정립 성장만을 묘사한 것으로, 본 연구에서는 다음과 같이 비균질 미시조직의 특성을 이용하여 보다 정밀한 변형기구를 바탕으로 한 구성방정식을 제안하였다.

Sellers의 연구에 의하여 재결정에 따른 결정립의 크기를 예측할 수 있는 구성방정식들이 제안되었으며[9,26] 이는 소재의 초기 결정립 크기를 바탕으로 온도, 변형률, 변형률 속도 등을 이용하여 재료 내부의 재결정 거동과 이에 따른 결정립 크기를 예측할 수 있게 한다. 동적 재결정에 의해 생성된 결정립 크기는 초기 결정립 크기 및 변형량에 의존하지 않고 Zener-Holloman 인자로서 $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ 로 온도와 변형률속도만의 함수로 다음과 같이 표시할 수 있다.

$$d_{DRX} = D_1 Z^{D_2} \quad (11)$$

여기서, d_{DRX} 는 동적 재결정에 따른 결정립 크기이며, D_1 , D_2 는 재료상수이다. 한편 정적 재결정에서 재결정립의 크기를 지배하는 기본적인 인자는 재결정 핵생성 위치로서 결정립계의 면적과 변형에 의해 축적된 에너지로 생각할 수 있다. 따라서 정적 재결정립의 크기는 동적 재결정립의 경우와는 달리 초기 결정립의 크기, d_{ini} 와 변형률의 영향을 받으며 다음과 같은 수식으로 나타낼 수 있다.

$$d_{SRX} = D_3 d_{ini}^{D_4} \epsilon^{D_5} \quad (12)$$

여기서, d_{SRX} 는 정적 재결정에 따른 결정립 크기이며, D_3 , D_4 , D_5 는 각각 재료상수이다. 따라서 식 (11)~(12)를 통해 기지재료의 동적 재결정 및 정적 재결정에 따른 미시조직 진전을 예측할 수 있다. 또한 이와 같은 재결정과 결정립 성장이 모두 고려된 결정립 크기, \bar{d} 는 다음과 같이 계산할 수 있다[27].

$$\frac{1}{\bar{d}^2} = \frac{X_{DRX}}{d_{DRX}^2} + \frac{X_{SRX}}{d_{SRX}^2} + \frac{X_{GG}}{d_{GG}^2} \quad (13)$$

여기서, d_{GG} 는 결정립 성장에 따른 결정립 크기, X_{DRX} 는 동적 재결정 체적분률, X_{SRX} 는 정적 재결정 체적분률, X_{GG} 는 결정립 성장 체적분률을 나타낸다. 이상과 같은 기지재료의 변형거동 모델에 사용된 재료상수는 Table 4와 같다.

4.3 유한요소 해석

복합재 성형을 위한 보강재와 기지재료의 배열은 Fig. 6(a)와 같이 나타낼 수 있으며 강화공정에 따른 수치계산은 상용화된 비선형 유한요소 프로그램인 ABAQS 와 UMAT을 사용하였다. 해석에 이용된 모델은 Fig. 6(b) 및 (c)와 같이 강화섬유의 기하학적인 형태를 고려하여 사각 및 삼각 형태의 기본-셀 모델로 구성하였다. 삼각 기본-셀 모델은 370개의 평면변형률 4-절점 요소 그리고 사각 기본-셀 모델은 370개의 요소를 사용하여 각각 기지재료를 격자화하였다. 또한 강화재료는 강체로 고려되었고 섬유와 길이가방향에 수직인 평면변형률 상태로 해석하였으며 기하학적인 대칭성을 고려하여 기본-셀 모델의 좌우측 외부 경계면은 작용압력에 대해 수직방향으로 구속되었고 보강재와 기지재료의 접촉 경계면의 마찰계수는 Nicolaou 등[28]의 결과와 비교를 위해 상수값 0.1을 사용하였다. 이상의 조건과 함께 실험적으로 측정된 불균일 재료특성을 반영하였으며 이를 기본-셀

Table 4 Material parameters

α	β	γ	C_i	γ_i	α_i	β_i
0.2418 $\times 10^{-6}$	0.1135	1.017	3.9736	0.8801	0.42 $\times 10^{-9}$	0.28 $\times 10^{-9}$
μ	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	
2.01	0.01224	-0.139	0.489	0.726	-0.01	

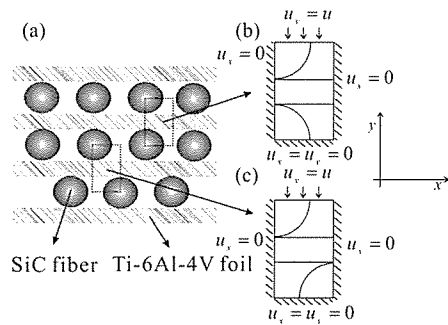


Fig. 6 Schematic diagrams showing (a) fiber and matrix arrays, (b) rectangular unit cell-model, and (c) triangular unit cell-model for FEM simulations.

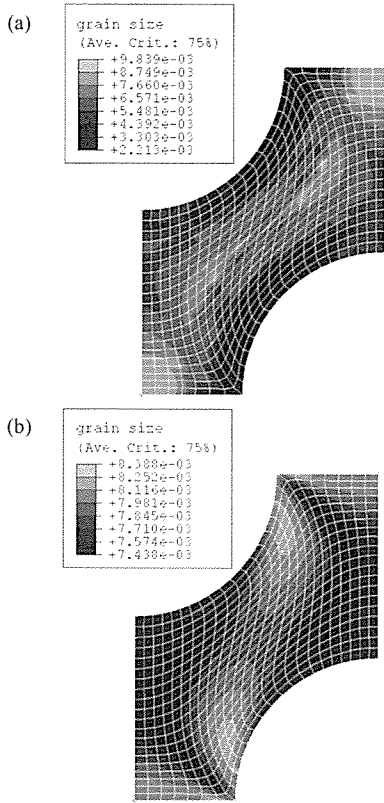


Fig. 7 Predicted variations of grain size for triangular unit-cell model at 900°C under 30MPa: (a) uniform grain size, (b) non-uniform grain size. (Units in mm)

모델에 적용하여 유한요소해석을 수행하였다.

한편 기본-셀 모델을 이용하여 계산되는 강화공정의 상대 밀도 R 은 복합재의 초기 상대밀도, R_{ini} 및 기본-셀 모델의 하중방향 변위 $disp$ 를 이용하여 다음과 같이 구할 수 있다.

$$R = \frac{t_{foil} l R_{ini} + 2\pi t_{fiber}^2}{(2t_{foil} + t_{fiber} - disp)l} \quad (14)$$

5. 결과 및 고찰

금속기복합재료 제작을 위한 강화공정 동안 기지재료의 불균일성과 공정 중에 발생하는 강화섬유의 스위밍(swimming) 등으로 인한 강화재의 배열특성은 실제 복합재의 성능 및 강화공정에 큰 영향을 미치게 된다[5]. 이와 같은 특성을 고찰하기 위해 충전 정도에 따른 미시조직의 진전을 관측하고 이를 바탕으로 미시역학을 기반으로 한 구성방정식을 개발하였으며 이를 기본-셀 모델에 적용하여 유한요소 해석을 수행하였다.

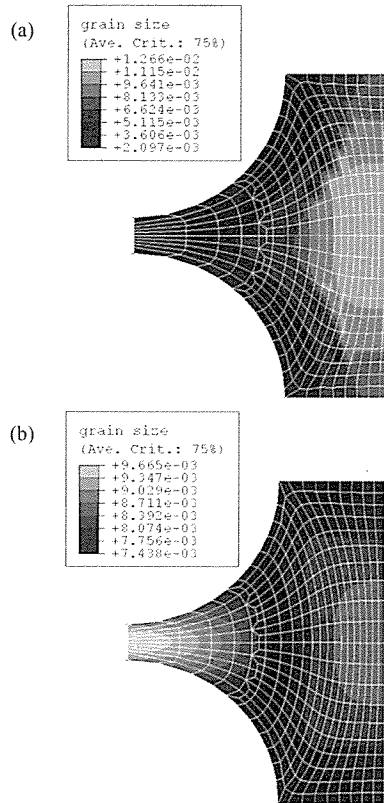


Fig. 8 Predicted variations of grain size for rectangular unit-cell model at 900°C under 30MPa: (a) uniform grain size, (b) non-uniform grain size. (Units in mm)

Fig. 7은 삼각 기본-셀 모델을 이용하여 해석한 결과로 결정립 크기의 변화를 나타낸다. 여기서 Fig. 7(a)는 기존의 기지조직의 불균일 특성이 고려되지 않은 해석결과를 나타낸 것이며 Fig. 7(b)는 불균일 특성을 고려한 미시조직 진전을 나타낸 결과이다. 특히 Fig. 7(a)의 결정립 크기 분포는 Fig. 4에서와 같이 관측된 영역 A, B, C 지역과 무관한 미시조직의 변화를 보여주는 것임에 반해 Fig. 7(b)의 결정립 크기 분포는 앞서 수행한 조직 분석에서의 결과와 같이 실제 기지재료의 불균일 특성이 잘 반영되었음을 확인할 수 있다. 또한 Fig. 8은 사각 기본-셀 모델을 이용하여 미시조직 진전을 예측한 결과로 Fig. 8(b) 역시 실제 기지재료의 불균일 특성이 잘 반영되었음을 확인할 수 있다.

강화공정 동안 고온변형에 따른 확산 크리프, 전위 크리프, 재결정과 같은 변형기구는 Ti-6Al-4V 기지재료 내부에 발생한다[6,20,29]. 따라서 강화공정에 의해 완전히 충전된 복합재를 형성하는데 소요되는 시간은 변형률과 함께 기지재료에 가해지는 응력분포에 좌우된다[28]. 공정 초기, Ti-6Al-4V 기지재료의 미시조직은 등축 α 와 transformed β

가 주류를 이루고 있으나 고온 변형으로 인해 분절 형태의 α 나 구상의 α 형태로 변화된다. 변형과 동시에 발생하는 동적 재결정은 특히 섬유 주변과 같이 높은 응력-변형률 장(field)에서 일어나며 이는 실험 관찰을 통해 등축 α 가 정적으로 재결정된 α 와 다르다는 것을 알 수 있다. 한편 강화가 진행되는 동안 또 다른 동적 재결정은 높은 응력집중으로 인하여 포일과 포일이 맞닿은 부분에서 발생하였으며, 이어 수반되는 고온 결정립 성장에 의해 조직의 변화는 계속되게 된다. 이후 공정이 진행됨에 따라 등축 α 는 Widmanstätten α 로 단축 성장하게 됨을 알 수 있으며 이는 높은 온도를 가함으로써 섬유와 가까운 지역에서는 등축적인 성장을 하는 반면, 그 주변지역은 단축적인 성장을 계속함에 기인된다. Fig. 9는 이와 같은 결과를 나타낸 조직사진이다. 강화공정의 마지막 단계에서 비균질 미시조직은 재결정화 과정을 거친 다수의 전위가 소멸되도록 냉각되며 또한 Widmanstätten α 및 transformed β 와 같은 층상구조들은 서로 결합하게 된다. 한편 Fig. 10은 식 (10)~(12)를 이용하여 각각의 변형기구를 바탕으로 계산한 결정립 크기를 나타낸 것으로 실험값과 예측값이 잘 일치함을 알 수 있다.

끝으로 Fig. 11은 금속기 복합재료 개발에 따른 공정진행 정도 예측과 관련하여 일정한 온도에서 압력조건에 대한

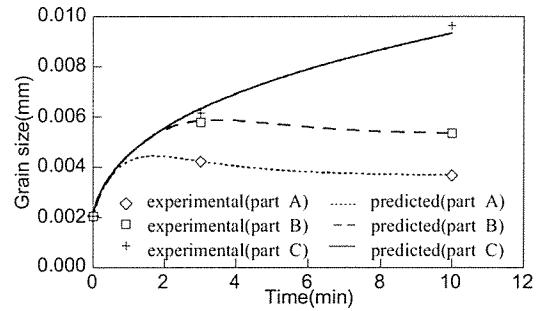


Fig. 10 Graph showing the predicted and experimental variations of mean grain size for Ti-6Al-4V at 900°C under 30MPa.

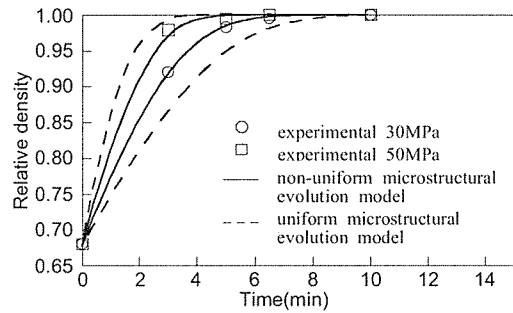


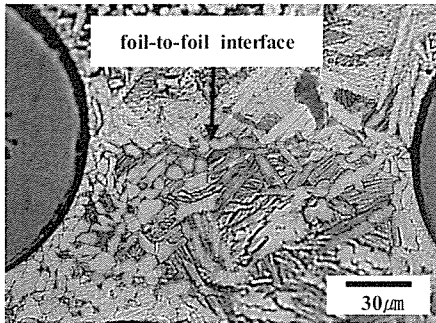
Fig. 11 Variations of relative density for the two different pressure conditions at 900°C.

상대밀도의 변화를 나타낸다. 결과에서 알 수 있듯이 본 연구에서 제시한 기지재료의 국부적 변화를 반영한 비균질 미시조직 모델이 균일조직의 진전모델을 이용한 공정 진행 정도 예측결과와 비교하여 매우 향상됨을 확인할 수 있다.

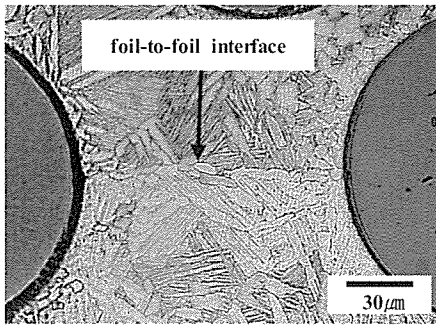
6. 결 론

본 연구에서는 포일-섬유-포일 방식 및 고온진공가압 방법을 이용하여 연속섬유강화 티타늄금속기 복합재료를 제작하였으며, 강화공정에 수반되는 변형기구를 바탕으로 미시조직의 변화 및 공정 정도를 비교분석하였다. 또한 강화공정에 따른 불균일 변형 특성과 기지재료의 초소성 변형 특성을 다공성 재료의 비탄성거동과 연계하여 통합화된 구성방정식을 제시하였으며 유한요소 해석을 통하여 불균일 변형 특성이 강화공정에 미치는 영향에 관하여 고찰하였다. 주요 결론은 다음과 같다.

- (1) 강화공정에 따른 미시조직의 변화는 복합재료 내의 섬유 배열에 따라 비균질 결정립 크기와 분포의 변화로 설명할 수 있었다.



(a)



(b)

Fig. 9 Photographs showing heterogeneous microstructures consolidated at 900°C under 30 MPa for (a) 3 min, and (b) 10 min.

- (2) 복합재료 내에서 이와 같은 불균일 섬유 분포는 등축 α , transformed β 및 Widmanstätten α 와 같은 미시조직의 변화를 촉진시킨다. 응력 집중 및 변형률의 국부화가 심한 영역에서는 동적 재결정 기구가 주된 변형기구로 작용되며, 상대적으로 균일 응력 상태 영역에서는 결정립 성장이 그리고 이들의 중간 영역에서는 정적 재결정이 각각 주된 기구로 작용함을 확인하였다.
- (3) 동적 재결정은 온도 보다 응력 집중 및 변형률의 국부화에 더 많이 좌우되며 따라서 섬유 분포 형태에 따라 미시조직의 진전이 상당한 차이를 보이고 있음을 확인하였다.
- (4) 기지재료의 불균일한 특성이 고려된 구성방정식과 기본-셀 모델을 이용한 유한요소 해석 결과, 보다 정밀한 변형기구를 바탕으로 한 비균질 미시조직 모델이 균일조직의 진전모델을 이용한 공정 진행정도 예측결과와 비교하여 매우 향상됨을 알 수 있었다.

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) Partridge, P. G. and Ward-Close, C. M., "Processing of advanced continuous fibre composites: Current practice and potential developments," *Int. Mater. Reviews*, Vol. 38, No. 1, 1993, pp. 1-23.
- 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., "Fabrication of Ti-6Al-4V matrix, SCS-6 fiber composites by hot pressing using the foil-fiber-foil technique," *Development in Ceramic and Metal-Matrix Composites*(Ed. Upadhy, K.), The Minerals, Metals & Materials Society, 1991, pp. 37-47.
- 5) Guo, Z. X., "Towards cost effective manufacturing of Ti/SiC fibre composites and components," *Materials Science and Technology*, Vol. 14, 1998, pp. 864-872.
- 6) Derby, B., "The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallisation," *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39, 1991, pp. 955-962.
- 7) Paton, N. E. and Hamilton, C. H., "Microstructural influence on superplasticity in Ti-6Al-4V," *Met. Trans.*, Vol. 10A, 1979, pp. 241-250.
- 8) Baudelet, 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.
- 9) Sellars, C. M., "The physical metallurgy of hot working," *Hot working and forming processes*, Sellars, C. M. and Davies, G. J., eds., TMS, London, 1979, pp. 3-15.
- 10) 이정서, 박종진, "열간압연 중 발생하는 강판재 내의 재결정 거동 예측," 한국소성가공학회지, 제7권, 제2호, 1998, pp. 150-156.
- 11) Cahn, R. W. and Haasen, P., *Physical metallurgy*, Vol 3, Elsevier Science B.V., Netherlands, 1996.
- 12) Kurzydowski, J. K. and Ralph, B., *The Quantitative Description of the Microstructure of Materials*, CRC Press, New York, 1995.
- 13) Ding, R., Guo, Z. X. and Wilson, A., "Microstructural evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing," *Materials Science and Engineering*, Vol. A327, 2002, pp. 233-245.
- 14) Porter, D. A. and Easterling, K. E., *Phase transformation in metals*, 2nd ed., Chapman & Hall, London, 1992.
- 15) Polmear, I. J., *Light Alloys: Metallurgy of the light metals*, 3rd ed., Arnold book co., London, 1995, pp. 175-187.
- 16) Gurson, A. L., "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I- yield criteria and flow rules for porous ductile media," *Trans. of the ASME*, Vol. 99, No. 1, 1977, pp. 2-15.
- 17) 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.
- 18) 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.
- 19) 김준완, 김태원, "SiC-Ti 금속기 복합재료의 강화거동에 관한 미시역학적 모델," 한국복합재료학회지, 제 16 권, 제 3호, 2003, pp. 1-8.
- 20) Hamilton, C. H., "Superplastic in titanium alloys," *Proc. Symp. on Superplastic Forming*, LA, CA, USA, 1984, pp. 13-49.
- 21) Pilling, J. and Ridley, N., Superplasticity in Crystalline Solids, *The Institute of Metals*, 1989.
- 22) Nieh, T. G., Wadsworth, J., and Sherby, O. D., Superplasticity in metals and ceramics, *Cambridge University Press*, Cambridge, 1997.
- 23) 김태원, "항공기용 합금에서 초소성거동 해석을 위한 구성방정식 개발," 한국항공우주학회지, 제 29권, 제 6

- 호, 2001, pp. 24-33.
- 24) Kim, T-W. and Dunne, F. P. E., "Determination of superplastic constitutive equations and strain rate sensitivities for aerospace alloys," *Proc Instn Mech Engrs*, Vol. 211, 1997, pp. 367-380.
- 25) Lemaitre, L. and Chaboche, J-L., *Mechanics of solid materials*, Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1990.
- 26) Sellars, C. M., "Modelling microstructural development during hot rolling," *Materials science and technology*, Vol. 6, 1990, pp. 1072-1081.
- 27) 박우진, 이경중, 권오준, 황상무, "열간단조공정중 강의 재결정거동 유한요소해석," 한국소성가공학회지, 제5권, 제4호, 1996, pp. 305-319.
- 28) 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.
- 29) Zhou, M. and Dunne, F. P. E., "Mechanisms-based constitutive equations for the superplastic behaviour of a titanium alloy," *J. of Strain Analysis*, Vol. 31, 1996, pp. 187-196.