

열간 등가압 소결에 의한 Ti-6Al-4V 분말의 치밀화 거동

양 훈 철*, 김 기 태**
(1999년 4월 2일 접수)

Densification Behavior of Ti-6Al-4V Powder Compacts by Hot Isostatic Pressing

Hoon-Chul Yang and Ki-Tae Kim

Key Words : Ti-6Al-4V Powder(티타늄 합금분말), Hot Isostatic Pressing(열간 등가압 소결), Densification(치밀화), Finite Element Analysis(유한요소해석)

Abstract

Densification behavior of titanium alloy powder was investigated under hot isostatic pressing at various pressures and temperatures. Uniaxial creep responses of a dense specimen were also obtained at high temperatures. The densification model of Abouaf and co-workers was implemented into a finite element program (ABAQUS) to compare with experimental data for titanium alloy powder. The agreements between finite element calculations and experimental data for deformation and densification of titanium alloy powder were good during hot isostatic pressing.

1. 서 론

분말 야금 제조 공정에 의한 티타늄 합금(Ti-6Al-4V) 부품은 일반 철강 제품에 비해 고가임에도 불구하고 다른 금속재료보다 밀도가 낮아 경량이며 강도가 높고 산화성 및 염기성 분위기 하에서 내식성이 우수하기 때문에 항공, 해상 운송수단 등에서의 기계재료로 적극 활용되고 있다.⁽¹⁾ 이러한 많은 항공부품과 상업적인 활용성 때문에 티타늄 소재가 많이 선택 되나 티타늄 및 티타늄 합금은 단가가 높고 최종 부품으로의 생산비용이 고가인 단점이 있다. 따라서 재료의 특성상 생산비용을 낮추고 효율적인 가공방법으로 정밀정형(near-net-shape) 성형가공이 요구된다.

분말 야금법에 의한 생산은 이러한 요구 때문에 활발히 진행되고 있으며 특히, 냉간 정수압 압축(cold isostatic pressing), 상압소결(pressureless sintering), 일축 압축소결(sinter forging), 가압소결(hot pressing), 열간 등가압 소결(hot isostatic

pressing) 등의 공정이 사용되고 있다.^(2,3) 특히, 고온에서의 티타늄합금 분말의 부품성형공정으로는 열간 등가압 소결이 널리 사용되고 있으며 열간 등가압 소결에 의한 부품은 다른 공정에 의해 제조된 제품에 비하여 기계적 성질이 우수하다.^(2,4)

정밀정형을 위해서는 열간 등가압 소결 공정 후 부품의 추가적인 가공을 최소화하는 것이 필요하며 실험적인 방법에만 의존한 열간 등가압 소결 공정해석은 한계가 있다. 이러한 문제를 해결하기 위해서는 실제 성형공정을 예측할 수 있는 구성모델을 이용한 수치 모사(numerical simulation)가 중요하다.^(5,6) 또한, 분말 성형체 내부의 밀도 구배는 공정중 형상의 제어 및 최종 부품의 기계적 특성에 큰 영향을 주므로 성형체내의 밀도 분포에 대한 연구도 같이 수반되어야 한다. 한편, 열간 등가압 소결은 고온에서의 분말의 크리프 변형에 의해 치밀화가 이루어지므로 티타늄 합금 분말의 크리프 치밀화 거동에 대한 연구가 선행 되어야 한다.

Jeon 과 Kim^(7,8)은 316 스테인리스강 분말을 이용하여 상압소결, 소결 단조 및 열간 등가압 소결을 이용해 원통 형상의 분말 성형체에 대한 기초적인 치밀화 공정 실험과 열간 등가압 소결 공정을 이용한 항공기 엔진의 터빈 날개의 연결부품을

* 포항공과대학교 대학원 기계공학과

** 회원, 포항공과대학교 기계공학과

E-mail : korean@postech.ac.kr

TEL : (0562)279-2164 FAX : (0562)279-5899

정밀 정형하였으며, Abouaf 등⁽⁹⁾과 McMeeking 등^(10,11)이 제안한 구성 모델들을 유한요소해석에 적용하여 실험치와 비교, 분석하였다. 또한, Bouvard 등⁽⁵⁾은 니켈 합금강과 스테인리스강 분말에 대한 열간 등가압 소결에 대해 연구하였으며 Abundance 등^(6,12)은 Ti-6Al-4V 분말의 열간 등가압 소결시 정밀정형에 대한 수치모사를 수행하였다.

본 논문에서는 Ti-6Al-4V 모재 시편의 고온에서의 크리프 거동과 Ti-6Al-4V 분말의 열간 등가압 소결 하에서의 치밀화 거동을 조사하였다. 점소성 이론으로부터 구한 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델을 유한요소해석에 적용하여 구성모델에 의한 유한요소해석 결과와 실험치를 비교 검토하였으며 Abundance 등^(6,12)의 결과와 비교하였다. 열간 등가압 소결 공정에 의해 성형된 시편의 단면에 대한 경도실험으로부터 간접적으로 상대밀도 분포를 구하였으며, 유한요소해석에 의한 상대밀도의 분포와 비교하였다.

2. 실험

본 논문에서 사용한 재료는 아르곤가스 분사법으로 제조된 구형의 티타늄 합금 분말(Ti-6Al-4V, TLK Technik, Germany)로서 이론 밀도는 4.43 g/cm³이며 용점은 1727℃이다. Table 1은 실험에 사용된 티타늄 합금 분말의 화학적 조성을 나타내며 Fig. 1은 티타늄 합금 분말의 주사전자 현미경사진(scanning electron micrograph)을 나타낸다.

2.1 티타늄 합금 분말의 모재 시편

티타늄 합금 분말의 모재 시편을 제조하기 위하여 950℃에서 100 MPa의 압력으로 열간 등가압 소결 실험을 수행하였다. 열간 등가압 소결 실험을 하기 위하여 안지름 23 mm, 두께 1 mm의 스테인리스강(stainless steel 304) 용기와 위아래를 막을 수 있는 두께 1 mm의 뚜껑, 탈 가스 작업시 배기관으로 사용되는 지름 8 mm의 스테인리스강관을 준비하였다. 용기는 분말을 채우기 전에 묽은 염산으로 세척하였다. 티타늄 합금 분말 57g을 용기에 채워넣고 진동장치를 이용하여 최적 충전시킨 후 충전 밀도 0.66인 예비 성형체를 얻었다. 분말을 채워 넣은 용기와 두께 1 mm의 뚜껑의 기밀을 유지하기 위해 TIG 용접한 후 용기 내

부와 분말에 묻어 있는 불순물을 제거하기 위하여 용기내부를 진공 상태로 유지하면서 400℃에서 5시간동안 탈 가스 작업을 하였다. 그 후 프레스로 배기관을 압착하여 용기 내부를 진공상태로 유지하도록 하였다. 압착시킨 시편을 열간 등가압 실험중 열팽창에 의해 기밀이 새는 일이 없도록 압착시킨 배기관 끝부분을 TIG 용접하였다. 실험에 사용된 열간 등가압 성형기(System 30T, Kobelco, Japan)는 온도 및 압력을 프로그램하여 자동으로 제어할 수 있다. 실험 스케줄은 HIP 챔버의 내부 압력이 7.9 MPa가 된 이후부터 10℃/min의 승온속도로 가열하였으며, 내부 압력은 온도의 증가에 따라 선형적으로 증가하였다. 온도와 압력이 실험조건에 도달한 후 실험의 최대 유지시간은 240분이었다. Fig. 2는 열간 등가압 실험 스케줄을 나타낸다.

열간 등가압 소결 실험이 끝난 시편은 기계가공을 통하여 원주 형태로 가공한 후 950℃의 온도와 아르곤 분위기에서 1시간 동안 어닐링 하였다. 모재 시편의 최종치수는 지름 7 mm, 높이 10 mm이며 상대밀도는 $D \geq 0.995$ 이다. Fig. 3은 온도 950℃에서 100 MPa의 압력으로 열간 등가압 소결을 한 시편의 시간에 따른 밀도의 변화를 나타낸다.

2.2 모재의 고온 크리프 실험

티타늄 합금(Ti-6Al-4V) 모재 시편의 고온 일축 압축 크리프 실험은 재료 시험기(MTS Servohydraulic Tester)에 아르곤(Ar) 분위기로와 고

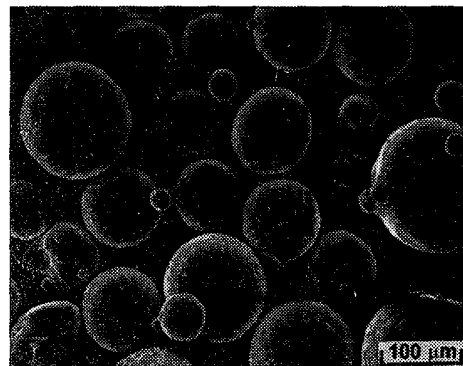


Fig. 1 Scanning electron micrograph of gas atomized Ti-6Al-4V powder

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V powder

	Fe	C	O	N	H	Al	V	Ti
Weight, %	0.19	0.01	0.16	0.03	0.015	5.94	3.98	Bal.

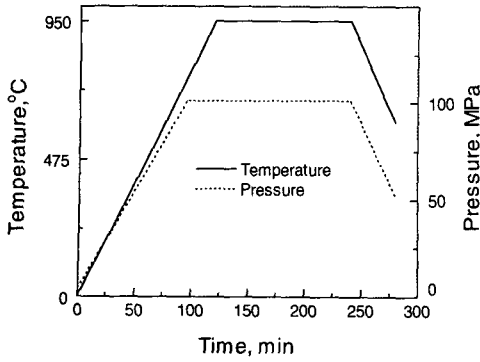


Fig. 2 Schedule for temperature and pressure during hot isostatic pressing

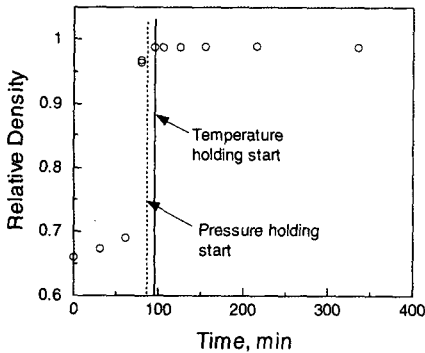


Fig. 3 Experimental data for the variation of relative density with time for Ti-6Al-4V powder compacts during hot isostatic pressing at 950°C under 100 MPa

은 변위측정 장치를 부착하여 수행하였으며 고온 변위측정 장치에 관한 자세한 내용은 Kim 등⁽¹³⁾의 논문에서 찾을 수 있다. 한편, SiC 압반과 시편 사이의 마찰력을 줄이기 위하여 접촉면에 탄탈륨 박판($t=0.01$ mm)을 삽입하였다. 압축 실험은 일정한 크기의 하중을 가하는 방법으로 하였으며, 이때 하중의 크기와 초기의 하중속도는 재료 시험기로 제어하였다. 압축 실험은 750°C, 850°C 및 950°C에서 4~150 MPa의 응력범위에서 실험 하였으며, 실험온도에 도달하면 시편의 열적 평형상태가 되도록 20~30 분 정도 온도를 유지한 후 하중을 가하였다. 실험중 LVDT로 측정된 변위는 컴퓨터로 자동으로 입력되며 모든 실험은 아르곤 분위기에서 행하였다.

2.3 열간 등가압 소결

티타늄 합금 분말의 열간 등가압 실험은 온도 750°C, 850°C 및 950°C에서 25 MPa, 50 MPa 및 100 MPa로 각각 압력과 온도를 달리 하면서 실험을 수행하였다. 실험 스케줄은 모재 시편의 제조시에

사용한 열간 등가압 소결의 스케줄과 마찬가지로의 형태로 실험온도까지 10°C/min의 승온속도로 가열하였다.

열간 등가압 소결후의 시편내의 밀도 분포는 경도와 상대밀도의 관계를 이용하여 간접적으로 측정하였다. 본 논문에서는 로크웰 경도(Rockwell Hardness)와 상대밀도의 상관 관계를 구하기 위하여 여러 온도와 압력조건에서 열간 등가압 소결을 통해 다양한 상대밀도를 갖는 시편을 성형하였다. 성형된 시편은 와이어 커팅기를 이용하여 시편을 절단 한 후 600°C의 아르곤분위기에서 2시간동안 어닐링 하였다. 어닐링한 시편의 단면을 표면연마한 후 1.58 mm(1/16 inch) 강구 압자(hardened steel ball indenter)를 이용하여 30초간 100 kg의 하중을 가하여 로크웰 B형 경도값을 측정하였다. 각 시편당 6개의 경도 값들을 평균하여 상대밀도와 경도의 상관관계를 구하였다.

열간 등가압 소결한 티타늄 합금 분말 성형체 내부의 상대밀도 분포를 유한요소해석결과와 비교하기 위하여 경도치를 측정하고 경도와 상대밀도의 상관 관계를 이용하여 시편내의 상대밀도 분포를 구하였다. 전체 1/2 단면에 대하여 가로와 세로 방향으로 격자간의 간격이 1.9 mm인 총 150개의 격자를 만들었고 격자가 각각 엇갈리게 배열하여 세로 5개, 가로 15개의 총 75개 경도값을 측정하였다.

3. 이론

일반적으로 멱수법칙 크리프(power-law creep) 거동을 따르는 금속의 일축 크리프 조건에서 응력과 변형률 속도의 관계는 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n = A \sigma^n \quad (1)$$

여기서, $\dot{\epsilon}_0$ 와 σ_0 는 기준 변형률 속도(reference strain rate)와 기준응력(reference stress)이며, A와 n은 Dorn 상수와 멱수법칙 크리프 지수를 나타낸다.

Abouaf 등⁽⁹⁾은 분말 성형체의 치밀화에 영향을 미치는 등가응력 σ_{eq} 를 정수응력, 편차응력 및 상대 밀도의 함수로 나타내었다.^(4,14,15)

$$\sigma_{eq}^2 = f(D)I_1^2 + 3c(D)J_2 \quad (2)$$

여기서, $I_1 = \sigma_{kk}$, $J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij}$, $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij}$ 이며 s_{ij} , δ_{ij} 및 D는 각각 편차응력, Kronecker delta 및

상대밀도를 나타낸다.

식 (2)에서 $f(D)$ 는 정수응력이 다공질 금속의 치밀화에 미치는 영향 정도를 나타내며, $c(D)$ 는 모재의 항복강도에 대한 다공질 금속의 유동응력의 비를 나타낸다. 따라서, $f(D)$ 와 $c(D)$ 는 이론 밀도($D=1$)에 도달할 경우 각각 0과 1의 값을 갖게 된다. 이때, 등가응력 σ_{eq} 는 통상적인 유효 응력(Mises stress)이 됨을 알 수 있다. 또한, Abouaf 등⁽⁹⁾은 $f(D)$ 와 $c(D)$ 를 식 (3)과 식 (4)로 나타내었으며 이는 모재의 크리프 실험과 열간 등가압 소결의 실험 결과 및 다공질 시편의 압축 크리프 실험을 통하여 구할 수 있다.^(16,17)

$$f(D) = \frac{1}{9} \left[\frac{(\dot{D}/D)_{exp}}{A \cdot P} \right]^{\frac{2}{n+1}} \quad (3)$$

$$c(D) = s(D)^{\frac{-2n}{n+1}} - f(D) \quad (4)$$

즉, A와 n은 모재의 일축 크리프 실험으로 구한 Dorn 상수와 멱수법칙 크리프 지수이며 P는 열간 등가압 소결 시편의 용기에 가해지는 외부 압력을 나타낸다. $(\dot{D}/D)_{exp}$ 는 열간 등가압 소결 실험 결과인 $D = D(t)_{exp}$ 로부터 구할 수 있으며 $s(D)$ 는 다공질 시편의 압축 크리프 실험으로부터 구할 수 있다.^(16,17)

Besson과 Evans⁽¹⁴⁾는 등가응력과 온도에 의존하는 점소성 포텐셜로부터 크리프 변형률 속도식을 다음과 같이 구하였다.

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{ij} &= \frac{D \dot{\epsilon}_o \sigma_{eq}^{n-1}}{\sigma_o^n} \left[\frac{3}{2} c(D) \delta_{ij} + f(D) I_1 \delta_{ij} \right] \\ &= DA \sigma_{eq}^{n-1} \left[\frac{3}{2} c(D) \delta_{ij} + f(D) I_1 \delta_{ij} \right] \end{aligned} \quad (5)$$

따라서, 실험으로 얻은 식 (1), (3) 및 (4)로부터 크리프 변형률 속도를 계산할 수 있다.

4. 실험결과 및 고찰

본 논문에서는 티타늄 합금(Ti-6Al-4V)강 분말의 열간 등가압 소결에서의 치밀화 거동을 조사하기 위해 Abouaf 등⁽⁹⁾이 제안한 멱수법칙 크리프에 대한 구성모델을 유한요소해석 프로그램 ABAQUS의 사용자 서브루틴인 CREEP⁽¹⁸⁾에 적용하여 구한 유한요소해석 결과와 열간 등가압 소결의 실험치들을 비교 검토하였다.

4.1 모재의 고온 크리프 거동

열간 등가압 소결로 제조한 티타늄 합금 분말의

모재 시편을 750°C, 850°C 및 950°C에서 고온 압축 크리프 실험을 수행하여 멱수 법칙 크리프 지수 n과 Dorn 상수 A를 구하였다. n은 $\log(\dot{\epsilon})$ 와 $\log(\sigma)$ 의 관계에서 직선 기울기에 해당하며 Fig. 4에 나타내었다. 또한, 각 온도에서의 크리프 상수들은 Table 2에 나타내었다.

4.2 열간 등가압 소결

Abouaf 등⁽⁹⁾이 제안한 밀도함수 $f(D)$ 는 온도와 압력에 상관없이 식 (3)으로 표현 될 수 있다.^(17,19) 따라서 본 논문에서 수행한 모재의 크리프 실험 결과와 다양한 온도와 압력에서의 열간 등가압 소결 실험치를 식 (3)에 대입하여 곡선 접합하면 식 (6)으로 나타낼 수 있다. 또한, 본 논문에서 구한 식 (6)을 Abundance 등^(6,12)이 티타늄 합금 분말의 열간 등가압 소결 실험으로 구한 식 (7)과 비교하였다.

$$f(D) = 0.29 \left(\frac{1-D}{D-0.66} \right)^{0.78} \quad (6)$$

$$f(D) = 0.274 \left(\frac{1-D}{D-0.66} \right)^{0.846} \quad (7)$$

Fig. 5에서 실선은 열간 등가압 실험치로부터 곡선 접합하여 구한 식 (6)을 나타내며 점선은 Abundance 등^(6,12)이 제안한 식 (7)를 나타낸다. 식 (7)에 의한 계산치는 실험치보다 조금 높게 예측함을 알 수 있다. 따라서 식 (7)을 유한요소해석

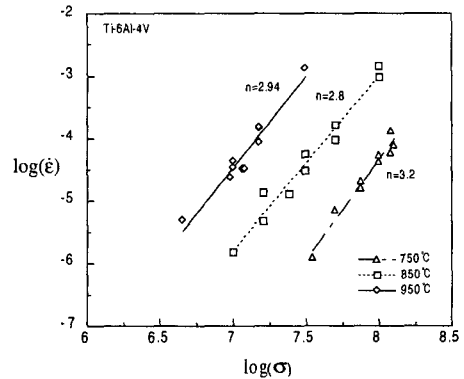


Fig. 4 Variation of creep strain $\log(\dot{\epsilon})$ with $\log(\sigma)$ for the matrix of Ti-6Al-4V powder at various temperatures during uniaxial creep

Table 2 Creep constants of the matrix of Ti-6Al-4V powder

Temp.(°C)	n	A(MPa, sec)
750	3.2	1.79×10^{-11}
850	2.8	2.00×10^{-9}
950	2.94	3.7×10^{-8}

에 적용할 경우 열간 등가압 소결에 의한 티타늄 합금 분말의 치밀화와 상대밀도 분포를 정확히 예측하기 어려울 것이다.

Fig. 6 은 열간 등가압 소결의 유한요소해석시에

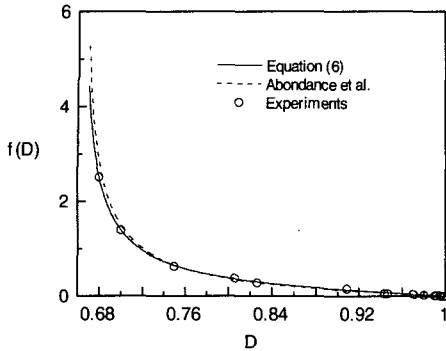


Fig. 5 Variation of the parameter $f(D)$ with relative density D for Ti-6Al-4V.

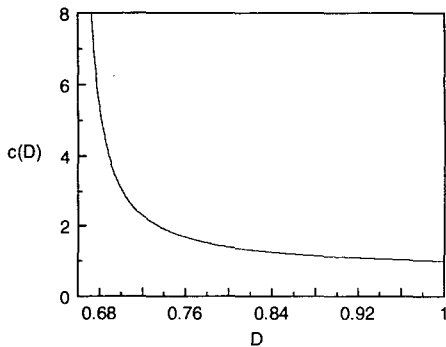


Fig. 6 Variation of the parameter $c(D)$ with relative density D for Ti-6Al-4V

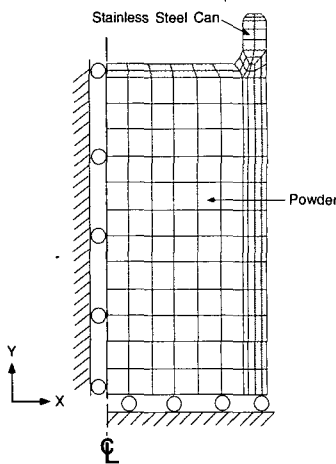


Fig. 7 Finite element meshes and boundary conditions for titanium alloy powder during hot isostatic pressing

사용된 Abundance 등^(6,12)에 의한 밀도함수 $c(D)$ 를 나타낸다. 이는 식 (2)에서 알 수 있듯이 열간 등가압 소결시 시편은 정수압을 받기 때문에 밀도함수 $c(D)$ 의 영향이 작게 나타나기 때문이다. 따라서 Abouaf 등⁽⁹⁾의 모델에 의한 열간 등가압 소결의 유한요소해석시에는 상대적으로 밀도함수 $f(D)$ 의 영향이 매우 크게 나타난다.

Fig. 7 은 열간 등가압 소결 공정의 해석을 위해 유한요소해석에 사용한 경계조건과 유한요소 격자를 나타내며, x 축에 대한 대칭조건과 y 축에 대한 축대칭 조건으로부터 전체 단면의 1/4 에 대해서만 해석을 하였다. 해석에는 158 개의 CAX4T(4-node axisymmetric thermally coupled quadrilateral, bilinear displacement and temperature)요소가 사용되었다.⁽¹⁸⁾ 해석에 사용된 티타늄 합금 분말과 모재의 온도에 따른 열전도 계수(thermal conductivity), 비열(specific heat), 열팽창계수(thermal expansion coefficient)등의 재료상수는 문헌⁽²⁰⁾에서 구한 값을 사용하였으며 304 스테인리스강관 재료의 재료상수 등은 Jeon 과 Kim^(7,8)으로 부터 구하였다.

Fig. 2 의 HIP 스케줄에 의하면 열간 등가압 소결에서 온도와 압력이 실험조건에 도달하기 전에 이미 치밀화와 변형이 일어나며 이는 Fig. 8 로 부터 확인할 수 있다. Fig. 8 (a)와 (b)는 각각 750°C 에서 50 MPa 로 열간 등가압 소결시 유지시간 0 분과 60 분이 경과된 시편의 단면을 나타내며 Fig. 8 (c)는 950°C에서 50 MPa 로 10 분이 경과된 시편의 단면을 나타낸다. 실험온도가 높고 유지시간이 길수록 치밀화와 변형의 정도가 크게 나타남을 알 수 있다.

Fig. 9 는 850°C, 25 MPa 와 750°C, 50 MPa 에서 열간 등가압 소결한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O, □)와 밀도함수 $f(D)$

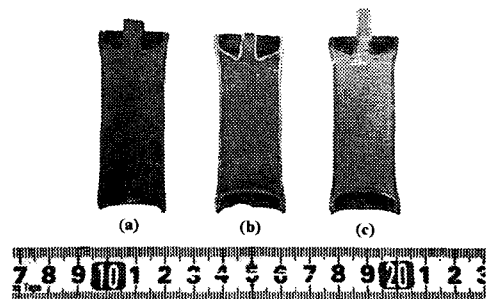


Fig. 8 Cross-sections of Ti-6Al-4V powder compacts after (a) 0 min, (b) 60 min at 750°C and (c) 10 min at 950°C during hot isostatic pressing under 50 MPa

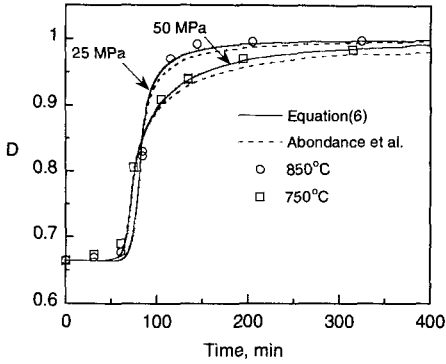


Fig. 9 Comparisons between experimental data (O, □) and finite element calculations using equation (6) (solid lines) and $f(D)$ of Abundance and co-workers (dashed lines) for the variation of relative density with time for Ti-6Al-4V powder compacts during hot isostatic pressing under various temperatures and pressures

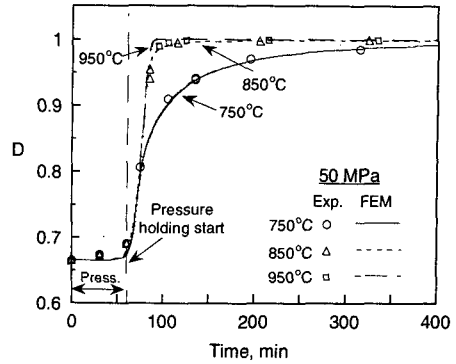


Fig. 11 Comparisons between experimental data (O, Δ, □) and finite element calculations using equation (6) for the variation of relative density with time for Ti-6Al-4V powder compacts during hot isostatic pressing under various temperatures at 50 MPa

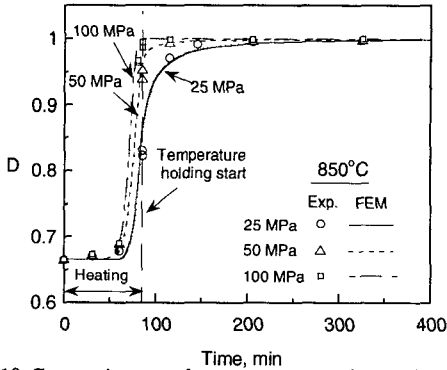


Fig. 10 Comparisons between experimental data (O, Δ, □) and finite element calculations using equation (6) for the variation of relative density with time for Ti-6Al-4V powder compacts during hot isostatic pressing under various pressures at 850°C

에 따른 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성 모델을 이용한 유한요소해석 결과(실선, 점선)의 비교를 나타낸다. 유한요소해석시 전체 평균 상대밀도는 다음의 관계식을 사용하여 구하였다.⁽²¹⁾

$$D_{avg} = \frac{\sum_{j=1}^M D_j V_j}{\sum_{j=1}^M V_j} \quad (8)$$

여기서, D_j , V_j 및 M 은 각각 j 번째 요소의 상대밀도, 체적 및 전체 요소의 개수를 나타낸다. 식 (6)의 밀도함수 $f(D)$ 를 사용한 유한요소해석의 결과는 Abundance 등^(6,12)의 식 (7)를 사용한 유한

요소해석 결과보다 실험치를 더 잘 예측함을 알 수 있다. 따라서, 유한요소해석의 정확한 예측을 위해 열간 등가압 소결시 티타늄 합금 분말의 치밀화 거동은 식 (6)을 이용하여 유한요소해석 결과와 실험치를 비교하였다.

Fig. 10은 온도 850°C에서 각각 100 MPa, 50 MPa 및 25 MPa의 압력으로 열간 등가압 소결한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O, Δ, □)와 식 (6)을 이용하여 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과의 비교를 나타낸다. 유한요소해석 결과는 실험치와 잘 일치함을 알 수 있으며 압력이 낮은 경우가 훨씬 치밀화의 진행이 느리게 일어남을 알 수 있다.

Fig. 11은 압력 50 MPa에서 각각 750°C, 850°C 및 950°C온도로 열간 등가압 소결한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O, Δ, □)와 식 (6)을 이용하여 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과의 비교를 나타낸다. 식 (6)을 이용하여 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과는 실험치와 잘 일치함을 알 수 있으며 실험 온도에 도달하기까지의 치밀화 정도도 잘 예측함을 알 수 있다. 또한, 온도가 낮을수록 치밀화 진행이 느리게 일어남을 확인할 수 있다. 따라서 열간 등가압 소결 실험에서 온도와 압력의 적절한 선택이 치밀화에 미치는 영향이 얼마나 큰지를 알 수 있으며 열간 등가압 소결 공정에서 적절한 온도와 압력의 선택이 매우 중요함을 알 수 있다.

Fig. 12는 열간 등가압 소결후 시편내부의 상대 밀도 분포 측정을 위해 사용된 티타늄 합금 분말

성형체의 로크웰 B형 경도 값(HRB)과 상대밀도의 관계를 나타낸다. Fig. 12의 실험치를 곡선 접합하면 티타늄 합금 분말 성형체의 상대밀도와

로크웰 B 경도치의 관계를 다음과 같이 얻을 수 있다.

$$D = 0.005124 \cdot HRB + 0.44311 \quad (9)$$

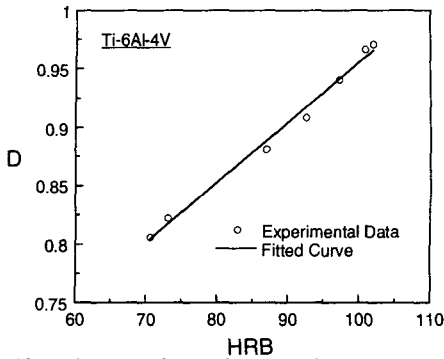


Fig. 12 Variation of relative density with Rockwell hardness (HRB) for Ti-6Al-4V powder compacts

Fig. 13 (a), (b) 및 (c)는 각각 온도가 750°C에서 50 MPa 압력으로 유지시간 60분으로 열간 등가압 소결한 티타늄 합금 시편내부의 상대밀도 분포에 대한 실험치와 식 (6)의 밀도함수 $f(D)$ 및 Abundance 등^(6,12)의 식 (7)를 사용하여 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과의 비교를 나타낸다. 식 (6)의 밀도함수 $f(D)$ 를 사용한 유한요소해석 결과는 실험치와 비슷한 상대밀도 분포를 보이거나 Abundance 등^(6,12)의 식 (7)에 의한 유한요소해석 결과는 실험치보다 낮게 예측함을 알

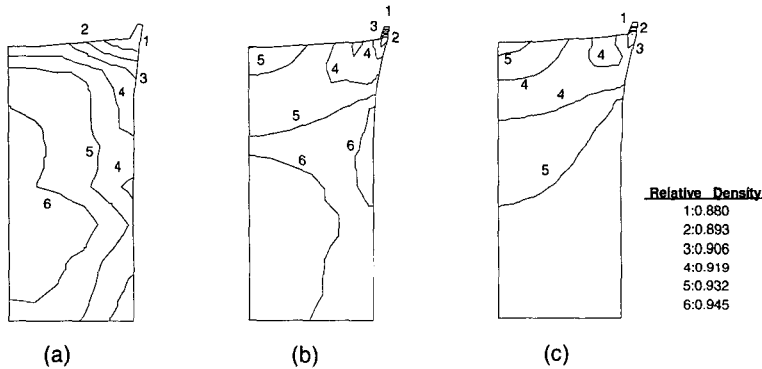


Fig. 13 Comparison between (a) experimental data and finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers (b) using equation (6) and (c) $f(D)$ of Abundance and co-workers for relative density contour plot of a Ti-6Al-4V powder compact in a container after 60 min during hot isostatic pressing under 50MPa at 750°C

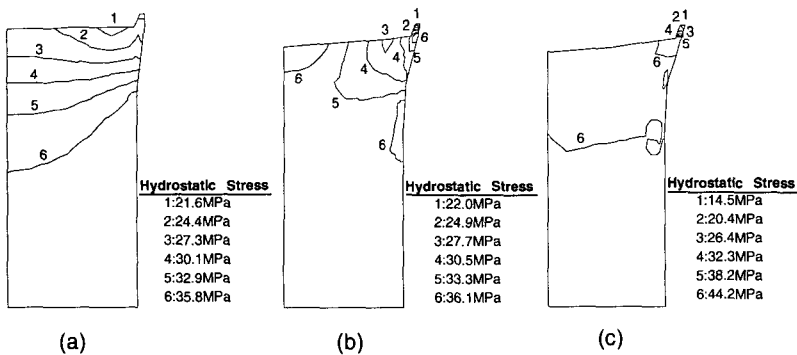


Fig. 14 Finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers using equation (6) for hydrostatic stress contour plots of Ti-6Al-4V powder compacts after (a) 0 min, (b) 60 min at 750°C and (c) 10 min at 950°C during hot isostatic pressing under 50MPa

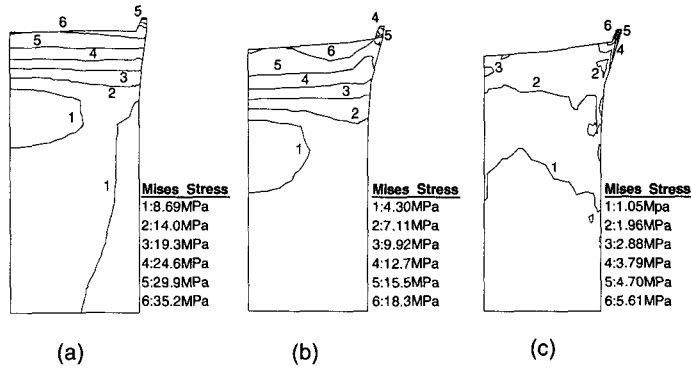


Fig. 15 Finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers using equation (6) for the Mises stress contour plots of Ti-6Al-4V powder compacts after (a) 0 min, (b) 60 min at 750°C and (c) 10 min at 950°C during hot isostatic pressing under 50MPa

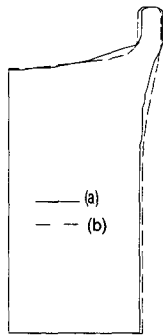


Fig. 16 Comparisons between (a) experimental data and (b) a finite element calculation by the model of Abouaf and co-workers using equation (6) for the deformed shape of Ti-6Al-4V powder compacts after 10min during hot isostatic pressing under 50 MPa at 950°C

수 있다. 또한, 용기의 영향으로 인하여 상대밀도 분포가 성형체의 모서리 부분에서 가장 낮은 분포를 보임을 알 수 있다. 이는 열간 등가압 소결 중에 시편에 가해진 압력은 정수압이나 실제로 용기 내부의 분말 성형체에 가해지는 응력 상태는 분말을 밀봉하고 있는 용기의 영향으로 인하여 순수한 정수응력 상태가 아니며 편차응력 성분도 함께 존재하기 때문이다.^(4,7,22)

Fig. 14 (a), (b) 및 (c)는 각각 50 MPa 압력으로 온도가 750°C에서 유지시간 0 분, 60 분과 950°C에서 10 분으로 열간 등가압 소결한 시편내부의 정수응력 분포를 나타내는 유한요소해석 결과이다. Fig. 14 (a), (b) 및 (c) 모두 용기와 용기내부의 성형체와 접촉 하는 모서리에서 가장 불균일한 정수응력 분포를 보이는데 이는 편차응력 성분을 유발하

여 이 부분에서의 불균일한 형상 변화가 일어남을 예측할 수 있다.^(7,22)

Fig. 15 (a), (b) 및 (c)는 각각 50 MPa 압력으로 온도가 750°C에서 유지시간 0 분, 60 분과 950°C에서 10 분으로 열간 등가압 소결한 시편내부의 Mises 응력 분포를 나타내는 유한요소해석 결과이다. 온도가 높고 치밀화가 잘 될수록 Mises 응력 분포가 균일해짐을 알 수 있으며 균일한 응력 분포는 내부밀도의 차이를 줄이는데 중요한 역할을 한다. 또한, Fig. 15 에서도 모서리 부분에서 가장 큰 편차응력이 발생되며 이는 Fig. 14 에서 모서리 부분에서의 불균일한 정수응력 분포에 의한 것이다. 외부 용기의 하중 지지 효과는 이러한 정수응력 분포의 주요한 원인이 된다.

Fig. 16 은 온도가 950°C에서 50 MPa 압력으로 10 분간 유지하였을 때 열간 등가압 소결한 시편의 용기를 포함한 최종 변형된 형상에 대한 실험치(실선)와 식 (6)의 밀도함수 $f(D)$ 를 사용하여 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(점선)의 비교를 나타낸다. 전체적으로 최종형상에 대해서 실험치와 유한요소해석 결과가 잘 일치하나 용기의 모서리 부분에서는 응력 성분의 불균일로 인하여 약간의 차이가 나타남을 알 수 있다.^(7,22)

5. 결론

본 논문에서는 티타늄 합금(Ti-6Al-4V) 모재의 고온 크리프 거동과 열간 등가압 소결하에서의 티타늄 합금 분말의 치밀화 거동을 연구하였다. 점소성 이론으로부터 경험적으로 구한 Abouaf 등⁽⁹⁾의 구성모델을 유한요소해석에 적용하여 구한 결

과를 다양한 실험치와 비교 검토함으로써 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 티타늄 합금 모재 시편의 고온 일축 압축 크리프 실험으로부터 구한 밀도함수 $f(D)$ 는 열간 등가압 소결시 유한요소해석 결과와 실험치로부터 적절한 값을 알 수 있었다.

(2) 열간 등가압 소결에서 제안된 밀도함수 $f(D)$ 의 Abouaf 모델⁹⁾에 의한 유한요소해석 결과는 실험치를 비교적 잘 예측 하였으며, 시편의 모서리 부분에서는 용기의 영향으로 인해 응력의 불균일이 발생하여 상대밀도가 가장 낮음을 알 수 있었다.

(3) 열간 등가압 소결에서의 Abouaf 모델⁹⁾에 의한 유한요소해석 결과와 실험치로부터 온도와 압력이 높을수록 치밀화 정도가 빠르게 나타남을 알 수 있으며 이는 적절한 온도와 압력이 선택이 매우 중요한 요인임을 확인 할 수 있었다.

후 기

본 논문은 부산대학교 ERC(정밀정형 및 금형가공 연구소)에서 지원된 연구비로 수행 되었으며 이에 감사 드립니다.

참고문헌

- (1) Blenkinsop, P. A., Evans, W. J. and Flower, H. M., 1996, *Titanium '95 Science and Technology : Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium*, The Institute of Materials, London.
- (2) Froes, F. H. and Eylon, D., 1990, "Powder Metallurgy of Titanium Alloys," *International Materials Reviews*, Vol. 35, No. 3, pp.162~182.
- (3) *Powder Metallurgy, Metals Handbook*, 9th ed., Vol. 7, U.S.A., 1984.
- (4) Besson, J. and Abouaf, M., 1991, "Behavior of Cylindrical HIP Containers," *Int. J. Solids Structures*, Vol. 28, No. 6, pp. 691~702.
- (5) Bouvard, D. and Lafer, M., 1989, "Rheological Characterization of Metal Powder at High Temperature," *Advances in Powder Metallurgy*, Vol. 1, pp. 491~503.
- (6) Abondance, D., Dellis, Ch., Baccino, R., Bernier, F., Moret, F., De Monicault, J. M., Guichard, D. and Stutz, P., 1996, "Numerical Modelling of Near-Net-Shape HIPing of Ti-6Al-4V Powder," *Titanium '95 Science and Technology*, The Institute of Materials, London, PP. 2634~2640.
- (7) Kim, K. T. and Jeon, Y. C., 1998, "Densification Behavior of 316L Stainless Steel Powder under High Temperature," *Mat. Sci. Eng. A245*, pp. 64~71.
- (8) Jeon, Y. C. and Kim, K. T., 1999, "Near-Net-Shape Forming of 316L Stainless Steel Powder under Hot Isostatic Pressing," *Mech. Sci.* Vol. 41, pp. 815~830.
- (9) Abouaf, M., Chenot, J. L., Raisson, G. and Bauduin, P., 1988, "Finite Element Simulation of Hot Isostatic Pressing of Metal Powder," *Int. J. Num. Meth. Engng.*, Vol. 25, pp. 191~212.
- (10) Kuhn, L. T. and McMeeking, R. M., 1992, "Power-Law Creep of Powder Bonded by Isolated Contacts," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 34, No. 7, pp. 563~573.
- (11) Sofronis, P. and McMeeking, R. M., 1992, "Creep of Power-Law Material Containing Spherical Voids," *J. Appl. Mech.*, Vol. 59, pp. s88~s95.
- (12) Abondance, D., Baccino, R., Bernier, F., Moret, F., De Monicault, J. M., Guichard, D., Stutz, P. and Bouvard, D., 1994, "Numerical Modelling of Near-Net-Shape HIPing of TA6V Powder," *Proceeding of Powder Metallurgy*, pp. 797~800.
- (13) Kim, J. H., Han, D. B. and Kim, K. T., 1996, "High Temperature Creep Behavior of Cr_3C_2 Ceramic Composite," *Mat. Sci. Eng. A*, A212, pp. 87~93.
- (14) Besson, J. and Evans, A. G., 1992, "The Effect of Reinforcements on the Densification of a Metal Powder," *Acta metall. Mater.*, Vol. 40, No. 9, pp. 2247~2255.
- (15) Wilkinson, D. S. and Ashby, M. F., 1975, "Pressure Sintering by Power Law Creep," *Acta metall.*, Vol. 23, No. 11, pp. 1277~1285.
- (16) Canel, J. and Bouvard, D., 1996, "Constitutive Modelling of Metal Powder during Hot Isostatic Pressing : Comparison of Two Classical Models," *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, Vol. 2, Part 7, PP. 47~55.
- (17) Sanchez, L., Ouedraogo, E., Stutz, P. and Dellis, C., 1997, "Numerical Simulation of Metal Powder Forming by Hot Isostatic Pressing," *International Workshop on Modelling of Metal Powder Forming Processes*, pp. 295~304.
- (18) ABAQUS User's I, II and III Manual, Hibbitt, Karlsson and Sorensen, 1997.
- (19) Bouaziz, O., Dellis, C. and Stutz, P., 1997, "Creation of a Material Data File for Modelling HIPing of an Austenitic Stainless Steel," *International Workshop on Modelling of Metal Powder Forming Processes*, pp. 67~75.
- (20) Boyer, R., Welsch, G. and Collings, E. W., 1994, *Materials Properties Handbook : Titanium Alloys*.
- (21) Kim, K. T. and Lee, H. T., 1998, "Effect of Friction between Powder and a Mandrel on Densification of Iron Powder during Cold Isostatic Pressing," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 40, No. 6, pp. 507~519.
- (22) Xu, J. and McMeeking, R. M., 1992, "An Analysis of the Can Effect in an Isostatic Pressing of Copper Powder," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 34, No. 2, pp. 167~174.