

Ti-6Al-4V 분말 성형체의 상온 및 고온에서의 치밀화 거동

홍승택* · 양훈철* · 김기태**

(1999년 3월 2일 접수)

Densification Behavior of Ti-6Al-4V Powder Compacts at Room and High Temperatures

Seung-Taek Hong, Hoon-Chul Yang and Ki-Tae Kim

Key Words : Ti-6Al-4V Powder(티타늄 합금 분말), Finite Element Analysis(유한요소해석), Sinter Forging(일축 압축 소결), Densification(치밀화)

Abstract

Viscoplastic response and densification behaviors of Ti-6Al-4V powder compacts under uniaxial compression are studied at room and high temperatures with various initial relative densities and strain rates. The yield function and strain-hardening law proposed by Kim and co-workers were implemented into a finite element program (ABAQUS) to compare experimental data with finite element calculations for porous Ti-6Al-4V powder compacts. Displacement-relative density, displacement-load relations and deformed geometry of Ti-Al-4V powder compacts were compared with finite element results. Density distributions in Ti-6Al-4V powder compacts were also measured and compared with finite element results.

1. 서론

티타늄 및 티타늄 합금 등은 최종부품으로의 가공이 어렵고 생산비용이 높으므로 이를 보완할 수 있는 효율적인 부품성형 공정이 절실히 요구된다. 티타늄 합금의 가공은 주로 주조, 단조 및 특수가공 등의 방법⁽¹⁻³⁾이 사용되었으나 이러한 가공 방법에 의한 제품은 분말야금에 의한 제품보다 기계적 성질이 떨어지는 단점이 있다.⁽⁴⁾ 따라서, 최종부품에서의 기계적 성질을 향상시키고 생산비용을 절감할 수 있는 성형공정에 대한 연구가 필요하다. 분말야금에 의한 방법은 많은 수의 부품을 가공할수록 경제적이며 부품의 추가 가공시 에너지 및 재료를 절감할 수 있기 때문에 분말야금에 대한 티타늄 및 티타늄 합금의 가공공정의 개발은 매우 중요하다.^(5,6) 또한, 분말 야금에 의한 성형공정은 복잡한 형상과 티타늄 합금 등과 같은 고강

도 기계부품으로의 정밀정형(near-net-shape) 성형공정을 가능케 하므로 분말야금에 의한 정밀정형 성형공정은 이미 세계적으로 활발히 연구되고 있다.⁽⁶⁻⁹⁾ 분말야금에 의한 티타늄 부품들은 항공 및 의료 등의 분야에서 일부 사용되고 있으며 현재까지도 많은 분야에 도입되고 있다.^(3,10) 분말야금에 의한 부품성형 공정에는 주로 냉간 정수압 압축(cold isostatic pressing), 소결(sintering), 열간 등가압 소결(hot isostatic pressing), 금형 압축 소결(hot pressing) 및 일축 압축 소결(sinter forging) 등이 사용되고 있다.^(4,11,12) 냉간 정수압 압축, 소결 및 열간 등가압 소결 등은 금형 압축 및 일축 압축 소결보다 최종부품으로의 생산까지 많은 가공시간을 필요로 하므로 부품의 대량 생산면에서 비효율적이라 할 수 있다.

일축 압축 소결은 최종부품으로의 분말단조에 선행하여 다공질 예비 성형체를 필요로 하게 된다. 낮은 상대밀도를 갖는 예비 성형체를 성형한 후 압축에 의한 다공질 시편 내부의 밀도 치밀화를 통해 최종부품을 얻는 것이다. 이러한 다공질 예비 성형체의 치밀화 과정은 압축시 소성변형에 따른 체적변화를 수반하므로 가공이 없는 금속의 소

* 포항공과대학교 대학원 기계공학과

** 회원, 포항공과대학교 기계공학과

E-mail : korean@postech.ac.kr

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

성 이론으로는 해석할 수 없다. 일축 압축 소결을 정확히 해석하기 위해서는 다공질 성형체와 모재의 거동⁽¹³⁾을 같이 고려해야만 하며 단조 공정중 형상이 제어 및 최종부품의 기계적 특성을 알기 위해서는 내부밀도 분포에 대한 연구도 같이 병행하여야 한다.

Cho 등⁽¹³⁾은 소결 다공질 합금강에 대한 상온 및 고온 일축 압축하의 치밀화 거동에 대해 조사하였으며, Harding⁽¹⁴⁾은 금속의 변형률 속도에 대한 구성방정식을 연구하였다. 최근에는 Johnson과 Cook,⁽¹⁵⁾ Zerilli과 Armstrong⁽¹⁶⁾ 및 da Silva와 Ramesh⁽¹⁷⁾ 등이 실험과 이론적 고찰에 의해 티타늄 합금의 변형률에 따른 재료의 영향 등을 연구하였다.

본 논문에서는 상온과 고온 일축 압축하에서 다공질 티타늄 합금의 변형률 속도와 초기 상대밀도에 따른 변형거동 및 치밀화 거동을 실험적으로 조사하였다. 티타늄합금 모재의 상온 및 고온 일축 압축실험에서 구한 모재의 변형거동 및 Kim⁽¹⁸⁾의 항복 조건식을 사용하여 유한요소해석 결과를 다공질 티타늄합금(Ti-6Al-4V)의 상온 및 고온에서의 일축 압축 실험 결과와 비교하였다. 또한, 금형 압축 소결중에 내부 밀도를 예측하기 위하여 다공질 시편내의 밀도 분포를 실험적으로 조사하였으며 이를 유한요소해석의 결과와 비교하였다.

2. 실험

2.1 시편의 제조

본 논문에서 사용한 재료는 아르곤가스 분사법으로 제조된 구형의 티타늄 합금 분말(Ti-6Al-4V, TLK Technik, Germany)로서 용점은 1727°C, 밀도는 4.43 g/cm³이다. Fig. 1은 티타늄 합금 분말의 형상을 보여주는 주사전자 현미경사진(scanning electron micrograph)이다.

일축 압축 실험을 위한 다공질 시편의 제조를 위해 티타늄 합금 분말 5g을 초경 금형에서 1 GPa의 압력으로 일방향 압축하여 원통형의 분말 성형체를 냉간 성형하였다. 이때, 시편과 금형사이의 마찰을 줄이기 위하여 금형 내부는 얇게 흑연 코팅을 하였다. 냉간 성형된 시편의 치수는 높이 14.75 mm, 지름 11.28 mm이다. 냉간 성형된 시편은 표면의 미세균열로 파괴되는 것을 방지하기 위해 진공분위기의 소결로에서 1250°C의 온도로 2 시간동안 소결하였다.

티타늄 합금 분말의 모재를 제조하기 위하여 950°C에서 100 MPa의 압력으로 열간 등가압(hot isostatic pressing) 소결 실험을 수행하였다. 열간

등가압 실험 스케줄은 Fig. 2에 나타내었다. 열간 등가압 소결 실험을 하기 위하여 안지름 23 mm, 두께 1 mm의 스테인레스 강(stainless steel 304) 용기와 위아래를 막을 수 있는 두께 1 mm의 뚜껑, 탈 가스 작업시 배기관으로 사용되는 지름 8 mm의 스테인레스 강관을 준비하였다. 용기는 분말을 채우기 전에 묽은 염산으로 세척하였다. 티타늄 합금 분말 57g을 용기에 채워넣고 진동장치를 이용하여 최적 충전시킨후 충전 밀도 0.66인 예비성형체를 얻었다. 분말을 채워 넣은 용기와 뚜껑의 기밀을 유지하기 위해 TIG 용접한 후 용기 내부와 분말에 묻어 있는 불순물을 제거하기 위하여 용기 내부를 진공 상태로 유지하면서 400°C에서 5 시간동안 탈 가스 작업을 하였다. 그 후 프레스로 배기관을 압착하여 용기 내부를 진공상태로 유지한 후 실험중 열팽창에 의해 기밀이 새는 일이 없도록 압착시킨 배기관 끝부분을 TIG 용접하였다. 실험에 사용된 열간 등가압 성형기(System 30T, Kobe Steel, Japan)는 온도와 압력을 프로그램하여 자동으로 제어할 수 있다.

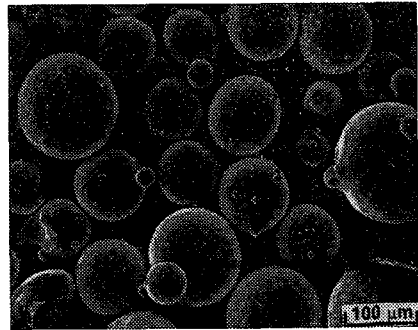


Fig. 1 Scanning electron micrograph of gas atomized Ti-6Al-4V powder

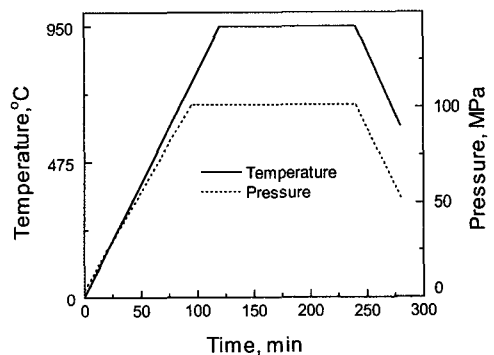


Fig. 2 Schedule for temperature and pressure during hot isostatic pressing

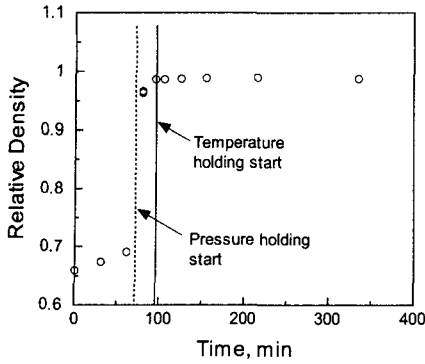


Fig. 3 Experimental data for the variation of relative density with time for Ti-6Al-4V powder compacts during hot isostatic pressing at 950°C under 100 MPa

열간 등가압 소결 실험이 끝난 시편은 기계가공을 통하여 원주 형태로 가공한 후 950°C의 온도와 아르곤 분위기에서 1 시간 동안 어닐링하였다. 가공된 시편의 최종치수는 지름 8 mm, 높이 12 mm이며 시편의 상대밀도는 $D \geq 0.995$ 이다. Fig. 3 은 열간 등가압 소결을 한 시편의 시간에 따른 밀도의 변화를 나타낸다.

2.2 실험장치, 방법 및 조건

고온 일축 압축 실험은 고주파 유도 가열장치가 장착된 MTS 재료시험기를 사용하였으며, 실험 중에 시편의 산화를 방지하기 위하여 아르곤 분위기를 유지하였다. 압축 실험시 압반과 시편사이의 고온접합을 방지하고 마찰을 줄이기 위하여 탄탈륨 박판을 삽입하였다. 티타늄 합금 분말 성형체의 고온 일축 압축 실험은 850~1050°C에서 100°C의 간격으로 일정 압축 속도 $v=0.014$ mm/s ($\dot{\epsilon}=10^{-3}$ /s) 로 수행하였다. 모재의 고온 일축 압축 실험은 일정한 압축 속도 $v=0.012$ mm/s ($\dot{\epsilon}=10^{-3}$ /s)와 0.0012mm/s ($\dot{\epsilon}=10^{-4}$ /s)로 온도 850°C, 900°C 및 950°C에서 실험하였다.

티타늄 합금 분말 성형체와 모재의 상온 압축 실험은 MTS 재료시험기를 사용하여 일정한 압축 변형률 속도 $\dot{\epsilon}=10^{-4}$ /s로 수행하였다. 압축시 시편과 압반 사이에서 마찰의 영향을 줄이기 위하여 테프론을 삽입하였다. 고온과 상온의 일축 압축 하에서 성형한 티타늄 합금 분말 성형체의 밀도는 아르키메데스 방법을 사용하여 측정하였다.

일축 압축하에서 성형된 시편내의 밀도 분포는 경도와 상대밀도의 관계를 이용하여 간접적으로 측정하였다. 본 논문에서는 로크웰 경도(Rockwell Hardness)와 상대밀도의 상관 관계를 구하기 위하

여 금형에서 약 1 GPa의 가압력으로 냉간 압축하여 예비성형체를 성형하였다. 성형된 시편은 1250°C의 진공분위기에서 소결한 뒤 고온 일축 압축하여 다양한 상대 밀도를 갖는 시편을 성형하였다. 또한, 열간 등가압 소결 실험을 통하여 준비한 시편과 함께 다이아몬드 휠을 사용하여 절단한 뒤 950°C에서 1 시간동안 어닐링을 하고 1.58 mm(1/16 inch) 강구 압자(hardened steel ball indenter)를 이용하여 30 초간 60kg의 하중을 가하여 로크웰 B형 경도값을 측정하였다. 각 시편당 6개의 경도 값들을 평균하여 상대밀도와 경도의 상관관계를 구하였다.

고온 일축 압축한 티타늄 합금 분말 성형체 내부의 상대밀도 분포를 유한요소해석 결과와 비교하기 위하여 로크웰 B형 경도치를 측정하고 이미 구한 경도와 상대밀도의 상관 관계를 이용하여 시편내의 상대밀도 분포를 구하였다. 전체 단면에 대하여 격자간의 간격이 가로 2.9 mm와 세로 1.25 mm인 총 64개의 격자를 만들었으며 경도 측정시 주위 압흔에 의한 영향을 최소화하기 위해 가로와 세로방향으로 격자가 각각 엇갈리게 배열하여 전체 단면에 대하여 가로 4개, 세로 8개의 총 32개의 경도를 측정하였다.

3. 해 석

3.1 소성 항복 함수

다공질 금속 재료의 항복 함수는 재료 내부의 가공의 영향으로 편차응력(deviatoric stress)뿐만 아니라, 정수응력(hydrostatic stress) 성분의 영향도 받므로 다음과 같은 형태로 쓸 수 있다.⁽¹⁸⁻²³⁾

$$AJ_2' + BJ_1^2 = Y_p^2 = \delta Y_m^2 \quad (1)$$

여기서 $J_1 (= \sigma_{kk})$ 과 $J_2 (= \sigma_{ij}'\sigma_{ij}'/2)$ 은 각각 응력텐서의 제 1 불변량과 편차응력의 제 2 불변량을 나타낸다. 또한, Y_p 와 Y_m 은 각각 다공질 재료와 모재의 초기 항복응력을 나타낸다. A, B 및 δ 는 연구자에 따라 다양한 형태로 제안되었으며, 상대밀도 D의 함수로 표시된다. 본 논문에서 사용한 항복함수는 Kim⁽¹⁸⁾에 의해 제안된 항복함수로서 다음과 같다.

$$J_2' + \frac{\alpha(1-D)}{9} J_1^2 = \frac{D^n}{3} Y_m^2 \quad (2)$$

여기서 α 와 n 은 실험으로부터 구하는 양의 상수이다.⁽¹³⁾

한편, 식 (1)에서 Y_p 를 다공질 분말 성형체의

인장 (또는 압축) 항복응력으로 정의하면 $B=1-A/3$ 의 관계를 갖는다.⁽²¹⁾ A와 B의 관계식을 이용하면 식 (2)를 식 (1)의 형태로 변형할 수 있다. 식 (2)로부터 구해지는 A와 δ 는 다음과 같다.

$$A = \frac{9}{3+\alpha(1-D)}, \quad \delta = \frac{3D^n}{3+\alpha(1-D)} \quad (3)$$

3.2 소성 변형 거동

본 논문에서는 다공질 재료의 강-소성(rigid plastic) 변형경화 거동에 대하여 해석하였다. 다공질 재료의 변형 거동을 해석하기 위하여 식 (1)로부터 다음과 같은 형태의 소성 항복 조건식을 사용할 수 있다.⁽¹⁹⁾

$$AJ_2^2 + BJ_1^2 = \bar{\sigma}^2 = \delta \bar{\sigma}_m^2 \quad (4)$$

여기서 $\bar{\sigma}$ 와 $\bar{\sigma}_m$ 은 각각 다공질 재료와 모재의 유효응력(effective stress)를 나타낸다. 식 (4)에서 $\bar{\sigma}$ 와 $\bar{\sigma}_m$ 대신에 Y_p 와 Y_m 을 사용하면, 식 (4)는 다공질 재료의 초기 항복조건식 (1)이 된다.

한편, 다공질 소결체의 상대밀도 D는 모재의 비압축성을 고려하면 다음과 같이 나타낼 수 있다.⁽¹³⁾

$$D = D_0 \exp(-\varepsilon_{kk}) \quad (5)$$

여기서, D_0 는 초기 상대밀도이다.

3.3 구성 방정식의 수치 적분

상온 및 고온 일축 압축하의 티타늄 합금 분말 성형체의 치밀화 거동을 해석하기 위하여 유한요소해석 프로그램인 ABAQUS⁽²⁴⁾의 사용자 정의 서브루틴 UMAT을 사용하였다. 유한요소법을 이용한 구성 방정식의 수치 적분은 Aravas⁽²⁵⁾에 의하여 제안된 후방오일러법(Backward Euler Method)에 의하여 수행되었다. 후방오일러법은 다른 여러 가지 수치 적분 기법에 비하여 안정적인 알고리즘을 갖고 있으며 소성변형 유한요소해석에 적합하다고 알려져 있다.⁽²⁵⁾

임플리시트(Implicit) 시간 적분법을 사용하는 유한요소해석 프로그램에서는 평형방정식이 비선형이 되므로 비선형 방정식을 풀기 위하여 Newton-Raphson 반복법이 사용되며, 이를 위하여 다음과 같은 선형 모듈(Linearization Moduli) J가 필요하다.⁽²⁶⁾

$$J = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_{t+\Delta t} \quad (6)$$

따라서 구성 방정식을 사용자 서브루틴 UMAT에 적용할 때 선형 모듈 J의 값을 계산하여야 하며,

본 논문에서는 Govindarajan⁽²⁷⁾에 의하여 유도된 선형 모듈의 값을 사용하였다.

4. 결과 및 고찰

4.1 티타늄 합금 모재의 변형 거동

Fig. 4는 티타늄 합금 분말의 모재에 대한 상온 준정적 일축 압축 변형거동 ($v=0.0012\text{mm/s}$, $\dot{\varepsilon}=10^{-4}/\text{s}$)을 나타낸다. 실험치(O)는 다음의 식 (실선)으로 잘 나타낼 수 있다. 즉,

$$\sigma = 256 + 1602\varepsilon^{0.227} \quad (7)$$

여기서 상온에서 티타늄 합금 모재의 초기 항복강도는 $Y_m=256\text{MPa}$ 임을 알 수 있다.

Kim⁽²⁸⁾은 준정적(quasistatic) 변형하에서 모재의 열변형 경화법칙을 다음과 같이 제안하였다.

$$\sigma_s = Y_1 [1 + \kappa_s (1 - \exp(-\varepsilon/\varepsilon_s))] (1 - T/T_m)^{n_s} \quad (8)$$

여기서 Y_1 , κ_s , ε_s 및 n_s 는 양의 상수이며 T_m 은 모재의 용점을 나타낸다. 또한, Kim과 Cho⁽²⁹⁾는 식 (8)과 변형률 속도를 고려한 식⁽³⁰⁾을 이용하여 모재의 열-점소성 경화법칙을 다음과 같이 제안하였다.

$$\sigma_d = \sigma_s \left[1 + \beta \frac{1 + \kappa_d (1 - \exp(-\varepsilon/\varepsilon_d))}{1 + \kappa_s (1 - \exp(-\varepsilon/\varepsilon_s))} \times (1 - T/T_m)^\gamma \dot{\varepsilon}^\eta \right] \quad (9)$$

여기서 β , κ_d , ε_d 및 η 는 양의 상수이며, γ 는 음의 상수이다. σ_s 와 σ_d 는 각각 준정적 및 동적 변형 상태에서 모재의 유효응력을 각각 나타낸다.

Fig. 5는 변형률 속도 $\dot{\varepsilon}=10^{-4}/\text{s}$ 에서 온도의 변화에 따른 티타늄 합금 모재의 축응력-축변형률의 실험치와 Table 1의 상수들을 사용하여 식 (8)로부

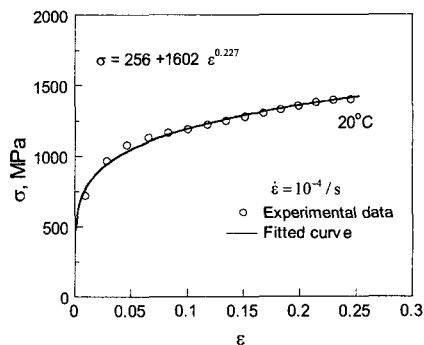


Fig. 4 Uniaxial stress-plastic strain response for dense titanium alloy at room temperature and $\dot{\varepsilon}=10^{-4}/\text{s}$

터 구한 계산치(실선)의 비교를 나타낸다.

Fig. 6 은 변형률 속도 $\dot{\epsilon} = 10^{-3}/s$ 에서 온도의 변화에 따른 티타늄 합금 모재의 축응력-축변형률의 실험치와 Table 1 과 2 의 상수들을 사용하여 식 (9)로부터 구한 계산치(실선)의 비교를 나타낸다. Table 1 과 2 의 상수들은 식 (8), (9) 및 변형률 속도 $\dot{\epsilon} = 10^{-4}/s$ 와 $10^{-3}/s$ 의 실험치로부터 SAS 통계소프트웨어⁽³¹⁾와 FORTRAN⁽³²⁾을 사용하여 구하였다. Fig. 5 와 6 에서 티타늄 합금 모재의 고온 변형 거동은 식 (8)과 (9)로 잘 나타낼 수 있음을 알 수 있다.

4.2 티타늄 합금 분말 성형체의 변형 거동

Fig. 7 은 티타늄 합금 분말 성형체의 고온 일축 압축 해석에 사용된 유한요소 격자 및 경계조건을 나타낸다. 전체시편의 치수는 높이 14.75 mm, 지름 11.28 mm 이며 x 축의 대칭조건과 y 축에 대한 축대칭 조건으로부터 전체 단면의 1/4 에 대해서만 해석하였다. 해석에는 CAX4(4-node axisymmetric quadrilateral, bilinear displacement) 요소가 사용되었다.⁽²⁴⁾

Fig. 8 은 티타늄 합금 분말 성형체의 고온 일축 압축하에서 상대밀도와 변위의 관계를 나타내는 실험치와 유한요소해석 결과의 비교를 나타낸다. 실험결과는 850~1050°C 의 실험온도 조건하에서 압축변위의 크기를 달리하였을 때 각 시편의 상대 밀도를 측정하여 구하였으며 유한요소해석 결과는 $\alpha = 2.75, n = 3.54$ 일 때⁽¹³⁾ 식 (3)을 이용하여 식 (5)로부터 다공질 소결체의 상대밀도를 구하였다. 시편과 압반 사이의 마찰조건은 Coulomb 마찰로 가정하였으며, 고온에서의 마찰계수는 $0 \leq \mu \leq 0.3$ 로 가정하였다.⁽³³⁾ 유한요소해석 결과는 30%의 높이 감소율까지는 실험치와 대체적으로 잘 일치

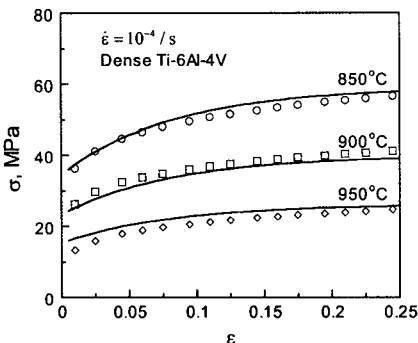


Fig. 5 Comparisons between uniaxial stress-strain data (○, □, ◇) and calculated results (solid lines) for dense titanium alloy at various high temperatures and $\dot{\epsilon} = 10^{-4}/s$

함을 볼 수 있으나, 그 이상의 높이 감소율에서는 실험치보다 높은값으로 증가함을 알 수 있다. 고온 실험에서 압축률 10% 이상에서는 마찰의 영향

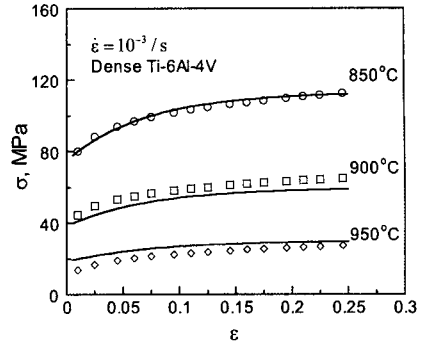


Fig. 6 Comparisons between uniaxial stress-strain data (○, □, ◇) and calculated results (solid lines) for dense titanium alloy at various high temperatures and $\dot{\epsilon} = 10^{-3}/s$

Table 1 Estimates of parameters in Eq (8)

Y_1 (MPa)	κ_s	ϵ_s	n_s
8672.76	0.7053	0.0827	6.716

Table 2 Estimates of parameters in Eq (9)

β	κ_d	ϵ_d	γ	η
1.397	0.119	0.0139	-1.57	0.2

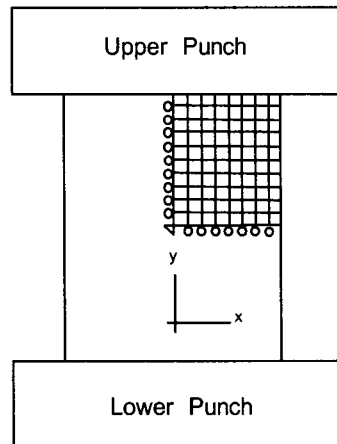


Fig. 7 Finite element mesh and boundary condition for uniaxial compression of a Ti-6Al-4V powder compact

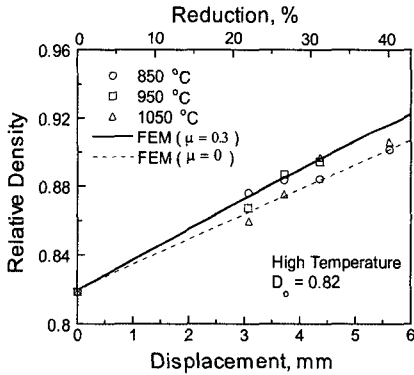


Fig. 8 Comparisons between experimental data and FEM results for the variation of relative density with displacement for porous Ti-6Al-4V powder compacts at various high temperatures

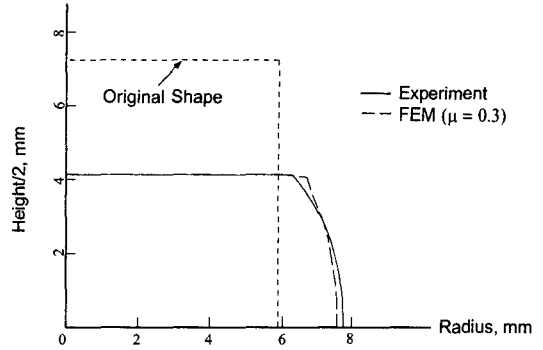


Fig. 11 Comparisons between deformed 1/4 shape of a porous Ti-6Al-4V powder compact with $D_0 = 0.82$ and finite element calculations at displacement reduction of 40.6% under uniaxial compression at $850\text{ }^\circ\text{C}$ and $\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$

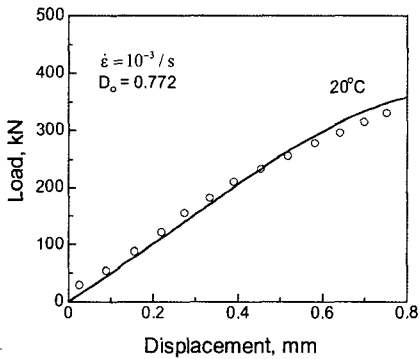


Fig. 9 Comparisons between experimental data and FEM result for the variation of load with displacement for a porous Ti-6Al-4V powder compact at room temperature, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$ and $\mu = 0.3$

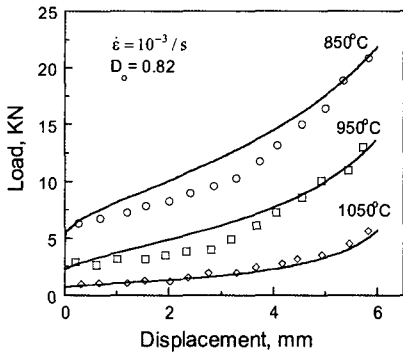


Fig. 10 Comparisons between experimental data (○, □, ◇) and FEM results for the variation of load with displacement for porous Ti-6Al-4V powder compacts at high temperatures, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$ and $\mu = 0.3$

으로 인한 배불림 현상이 일어났으며 이로 인해 상대밀도가 감소하는 것으로 예측 할 수 있다. 이는 Doraivelu 등⁽²¹⁾의 다공질 알루미늄 합금의 상온과 400 °C의 일축 압축 실험치들과 이론치의 비교에서도 나타나는 현상이다. 또한, 실험치와 유한요소해석 결과의 상대밀도와 변위의 관계는 온도에는 무관함을 알 수 있다.⁽¹³⁾ 한편, 티타늄 합금 분말 성형체의 상온 및 고온에서의 하중-변위의 관계는 식 (7)~(9)로부터 계산할 수 있다. Fig. 9 와 10 은 각각 티타늄 합금 분말 성형체의 상온 준정적 일축 압축과 고온 일축 압축하의 압축 속도 $v = 0.014 \text{ mm/s}$ ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$)에서의 하중과 변위의 관계를 나타내는 실험치와 이론치들의 비교를 각각 나타낸다. Fig. 9 에서의 유한요소해석 결과는 실험치와 잘 일치하였으며, Fig. 10 에서의 유한요소해석 결과도 고온으로 증가할수록 실험치와 잘 일치함을 알 수 있다.

Fig. 11 은 초기상대밀도 $D_0 = 0.82$ 인 티타늄 합금 분말 성형체를 온도 850 °C에서 압축속도 0.014 mm/s ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$)로 고온 일축 압축하여 높이 감소율이 40.6%일 때의 시편의 형상(실선)과 식 (3)을 사용한 유한요소해석 결과(점선)의 비교를 나타낸다. 마찰계수가 $\mu = 0.3$ 인 경우의 유한요소해석결과는 실험치의 배불림 현상을 잘 예측함을 알 수 있다.

4.3 티타늄 합금 분말 성형체의 밀도 분포

Fig. 12 는 초기 상대밀도 0.82 인 티타늄 합금 분말 성형체를 온도 850 °C에서 압축속도 $v = 0.014 \text{ mm/s}$ ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} / \text{s}$)로 고온 일축 압축하였을 때 높이 감소율이 34%에서의 시편의 내부 단

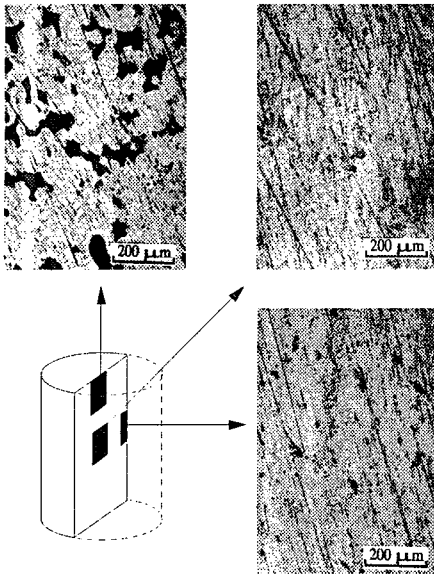


Fig. 12 Optical micrograph of a Ti-6Al-4V powder compact at 850°C, $\dot{\epsilon}=10^{-3}$ /s, $D_0=0.82$ and displacement reduction of 34% under uniaxial compression

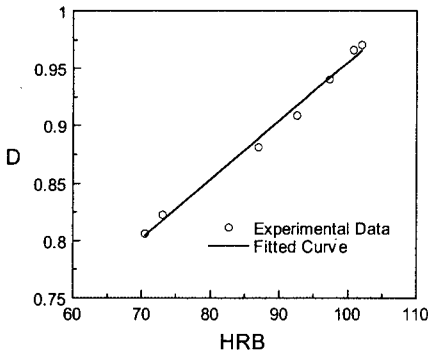


Fig. 13 Variation of relative density with Rockwell hardness (HRB) for Ti-6Al-4V powder compacts

면에 대한 광학 현미경사진을 나타낸다. 시편의 중심부에서 가장 상대 밀도가 높게 나타남을 확인할 수 있다.

Fig. 13 은 티타늄 합금 분말 성형체의 로크웰 B형 경도 값(HRB)과 상대밀도의 관계를 나타낸다. Fig. 13 의 실험치를 곡선 접합하면 다음과 같이 티타늄 합금 분말 성형체의 상대밀도와 로크웰 B형 경도치의 관계를 얻을 수 있다.

$$D = 0.005124 \cdot HRB + 0.44311 \quad (10)$$

Fig. 14 (a), (b)는 티타늄 합금 분말 성형체를 고온 일축 압축하여 높이 감소율이 40.6%일 때 실험적으로 구한 시편 내부의 상대밀도의 분포와 마찰계수 $\mu=0.3$ 을 사용하여 유한요소해석에서 구한 상대밀도 분포를 각각 나타낸다. Fig. 14 (b)의 유한요소해석 결과는 실험치와 거의 유사한 경향을 보이거나 전체적으로 조금 높게 예측함을 알 수 있다. 이는 마찰의 영향으로 외부 자유면에서는 배불림 현상으로 인하여 실험치의 밀도가 상대적으로 낮게 나타나기 때문이다.

5. 결론

본 논문에서는 상온 및 고온 일축 압축하에서의 티타늄 합금 분말 성형체의 변형률 속도에 따른 변형 거동과 치밀화 거동을 실험으로 구하고 Kim 등^(13,29)의 항복식과 열-점소성 경화법칙을 이용한 유한요소해석 결과와 비교를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 제안된 모델의 유한요소해석 결과는 티타늄 합금 분말 성형체의 상온 및 고온 일축 압축하의 변위-하중과 변위-상대밀도에 대한 실험치를 잘 예측하였다.

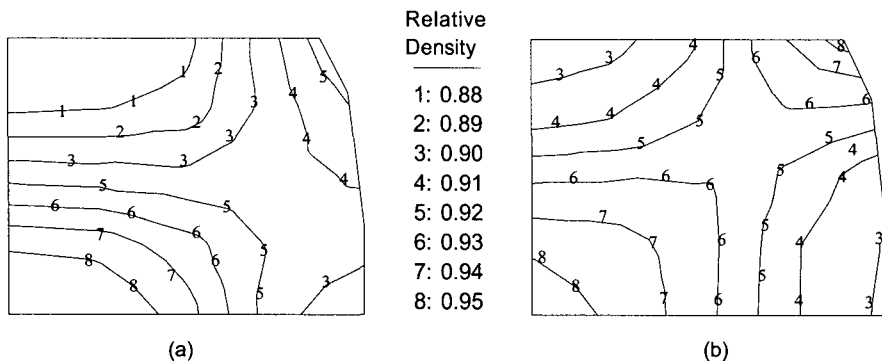


Fig. 14 Comparisons between relative density distributions from (a) experimental data and (b) a finite element calculation for deformed porous Ti-6Al-4V powder compact at displacement reduction of 40.6 % at 850°C with $D_0=0.82$ and $\mu=0.3$

- (2) 티타늄 합금 분말 성형체의 상대 밀도 분포에 대한 유한요소해석은 실험치를 비교적 잘 예측하였으나 시편의 외부 자유면에서는 배불림 현상에 대한 영향이 크게 나타나 이론치와 실험치가 약간의 차이를 보였다.

후 기

본 논문은 부산대학교 ERC(정밀정형 및 금형가공연구센터)에서 지원된 연구비로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참고문헌

- (1) Greenwood, G. W., Seeds, W. E. and Yue, S., 1978, *Forging and Properties of Aerospace Materials*, The Materials Society, London, pp. 249~259.
- (2) Chockalingam, K. S. K., Neelakantan, M., Devaraj, S. and Padmanabhan, K. A., 1985, "On the Pressure Forming of two Superplastic Alloys," *J. Mat. Sci.*, Vol. 20, pp. 1310~1320.
- (3) Boyer, R., Welsch, G. and Collings, E. W., 1994, *Materials Properties Handbook : Titanium Alloys*, ASM International, pp. 483~636.
- (4) Froes, F. H. and Eylon, D., 1984, *Titanium Net Shape Technologies*, The Metallurgical Society of AIME, California, pp. 1~120.
- (5) Svoboda, A., Haggblad, H. A. and Karlsson, L., 1997, "Simulation of Hot Isostatic Pressing of a Powder Metal Component with an Internal Core," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.* Vol. 148, pp. 299~314.
- (6) Redanz, P., 1998, "Numerical Modelling of Cold Compaction of Metal Powder," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 40, No. 11, pp. 1175~1189.
- (7) Lewis, R. W., Jinka, A. G. K. and Gethin, D. T., 1993, "Computer-Aided Simulation of Metal Powder Die Compaction Processes," *Powder Metall. Int.*, Vol. 25, No. 6, pp. 287~293.
- (8) Gethin, D. T., Tran, V. D., Lewis, R. W. and Ariffin, A. K., 1994, "An Investigation of Powder Compaction Processes," *Int. J. Powder Metall.*, Vol. 30, No. 4, pp. 385~398.
- (9) 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.
- (10) 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.
- (11) *Powder Metallurgy, Metals Handbook*, 9th ed., Vol. 7, U.S.A., 1984.
- (12) Cadle, T. M. and Narasimhan, K. S., 1996, *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, Metal Powder Industries Federation, Princeton.
- (13) Cho, H. K., Suh, J. and Kim, K. T., 1994, "Densification of Porous Alloy Steel Preforms at High Temperature," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 36, No. 4, pp. 317~328.
- (14) Harding, J., 1989, "Constitutive Modelling of Material Mechanical Behavior at High Rates of Strain," *International Summer School on Dynamics Behavior of Materials*, Ecole Centrale de Nantes, Nantes, France.
- (15) Meyers, M. A., 1994, *Dynamic Behavior of Materials*, John Wiley & Sons Inc., U.S.A.
- (16) Zerilli, F. J. and Armstrong, R. W., 1995, *In Shock Compression of Condensed Matter*, Elsevier, Amsterdam.
- (17) da Silva, M. G. and Ramesh, K. T., 1997, "The Rate-Dependent Deformation and Localization of Fully Dense and Porous Ti-6Al-4V," *Mat. Sci. Eng. A*, A232, pp. 11~22.
- (18) Kim, K. T., 1988, "Elastic-Plastic Response of Porous Metals under Triaxial Loading," *Int. J. Solids Structures*, Vol. 24, No. 9, pp. 937~945.
- (19) Shima, S. and Oyane, M., 1976, "Plasticity Theory for Porous Metals," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 18, pp. 285~291.
- (20) Green, R. J., 1984, "A Plasticity Theory for Porous Solids," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 26, pp. 215~224.
- (21) Doraivelu, S. M., Gegel, H. L., Gunasekera, J. S., Malas, J. C. and Morgan, J. T., 1984, "A New Yield Function for Compressible P/M Materials," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 26, pp. 527~534.
- (22) Kim, K. T., Suh, J. and Kwon, Y. S., 1990, "Plastic Yield of Cold Isostatically Pressed and Sintered Porous Iron Under Tension and Torsion," *Powder Metall.* Vol. 33, No. 4, pp. 321~326.
- (23) Kuhn, H. A. and Downey C. L., 1971, "Deformation Characteristics and Plastic Theory for Sintered Powder Materials," *Int. J. Powder Metall.* Vol. 7, No. 15, pp. 15~25.
- (24) ABAQUS User's I, II and III Manual, Ver. 5.8, Hibbit, Karlsson, and Sorensen, 1999.
- (25) Aravas, N., 1987, "On the Numerical Integration of a Class of Pressure-Dependent Plasticity Models," *Int. J. Num. Meth. Eng.*, Vol. 24, pp. 1395~1416.
- (26) Hehenberger, M., Samuelson, P., Alm, O., Nilsson, L., and Olofsson, T., 1982, "Experimental and Theoretical Studies of Powder Compaction," *In IUTAM Conference on Deformation and Failure of Granular Materials*, Delft, pp. 381~390.
- (27) Govindarajan, R. M., 1992, *Deformation Processing of Porous Metals*, Doctoral thesis, University of Pennsylvania, U.S.A.
- (28) Kim, K. T., 1989, "A Temperature Dependent Strain Hardening Law," *Res. Mechanica*, Vol. 26, pp. 371~382.
- (29) Kim, K. T. and Cho., Y. H., 1992, "A Temperature and Strain Rate Dependent Strain Hardening Law," *Int.*

- J. Press. Ves. & Piping*, Vol. 49, pp. 327~337.
- (30) Naghdi, P. M., 1984, "Constitutive Restrictions for Idealized Elastic-Viscoplastic Materials," *J. Appl. Mech.*, Vol. 51, pp. 93~101.
- (31) *SAS language: reference*, Ver. 6.0, Sas Institute, 1990.
- (32) Borse, G. J., 1991, *Fortran 77 and Numerical Methods for Engineers*, PWS-KENT Pub. Co.
- (33) Altan, T., Oh, S. I., and Gegel, H. L., 1983, *Metal Forming (Fundamentals and Applications)*, American Society For Metals.