

고온 금형압축시 티타늄 합금 분말의 치밀화 거동

양 훈 철* · 김 기 태**
(2000년 6월 5일 접수)

Densification Behavior of Titanium Alloy Powder Under Hot Pressing

HoonChul Yang and KiTae Kim

Key Words : Titanium Alloy Powder(티타늄 합금 분말), Hot Pressing(고온 금형압축), Densification(치밀화), Finite Element Analysis(유한요소해석)

Abstract

Densification behavior of titanium alloy powder was investigated under hot pressing at various pressures and temperatures. Experimental data were obtained for densification of titanium alloy powder under an instantaneous loading and subsequent creep deformation during hot pressing. The constitutive models of Fleck *et al.* and the modified Gurson were employed for thermo-plastic deformation under the instantaneous loading and that of Abouaf and co-workers for creep deformation of titanium alloy powder during hot pressing. By implementing these constitutive equations into a finite element program (ABAQUS), finite element results were compared with experimental data during hot pressing. To investigate the effect of friction between the powder and die wall, density distributions of powder compacts were measured and compared with finite element calculations. Finite element results from the models of Fleck *et al.* and the modified Gurson agreed reasonably good with experimental data for densification and density distribution of titanium alloy powder under the instantaneous loading during hot pressing. Finite element results from the model of Abouaf and co-workers, however, somewhat overestimate experimental data for creep deformation of powder compacts during hot pressing.

1. 서 론

고온 금형압축(hot pressing)은 충전 밀도를 갖는 분말을 금형내에서 고온 성형하여 추후 소결없이 제품을 제조할 수 있는 분말 야금 기술이다. 이러한 고온 금형압축은 적절한 금형 설계를 통하여 최종 부품으로의 정밀정형 성형공정을 수행할 수 있으며 최근에는 최종 부품으로의 가공시간을 줄이는 신속한 가공기술 개발⁽¹⁻³⁾ 추세와 더불어 이에 대한 활발한 연구가 요구되고 있다. 또한 티타늄 합금과 같은 고강도 재료를 고온 금형압축에 쉽게 이용할 수 있어 최종 부품으로의 추가 가공

을 최적화하기 때문에 비용과 재료 절약측면에서도 매우 유리한 점이 많다.⁽⁴⁾ 가공 방법으로서의 고온 금형압축은 이러한 많은 장점을 가지고 있음에도 불구하고 실제 이에 대한 연구는 매우 부족한 실정이다. 특히 고온 금형압축에 의한 부품성형시 나타나는 분말 성형체 내부의 불균일한 밀도 분포에 대한 예측은 아주 중요하며 이후 부품의 추가 가공이나 금형압축 공정중 형상의 제어 및 최종 부품의 기계적 특성에 큰 영향을 준다.^(5,6) 따라서 고온 금형압축에 의한 부품 제조시에는 성형체 내부의 밀도 구배를 최소화 하거나 부품의 형상에 대한 적절한 제어를 위해 유한요소해석을 이용한 성형 공정의 수치모사가 유용하다.⁽⁵⁻⁷⁾

고온 금형압축 성형의 유한요소해석을 위해서는 금속 분말의 치밀화 거동을 적절히 예측할 수 있는 구성모델의 개발이 필요하다. 지금까지 일반 하중하에서 분말 성형체의 압축 성형시 치밀화 거

* 포항공과대학교 대학원 기계공학과

** 회원, 포항공과대학교 기계공학과

E-mail : korean@postech.edu

TEL : (054)279-2164 FAX : (054)279-5899

동을 예측하기 위한 여러 소성 항복식들⁽⁸⁻¹³⁾이 개발 되어 왔으나 대부분의 구성 모델들은 주로 상온에서의 비교적 높은 밀도를 갖는 분말 성형체의 변형 거동을 해석하기 위해 사용되었다. 따라서, 낮은 밀도의 분말 상태에서 최종 부품으로의 고온 금형압축시의 적절한 항복 조건식의 적용예를 찾기가 힘들다.

고온 금형압축에서 금형 편치의 가압력을 일정하게 유지한 후 발생하는 크리프 치밀화 거동에 대한 연구는 이미 Song 등⁽¹⁴⁾과 Kim 및 Kim⁽¹⁵⁾에 의해 수행 되었다. 그러나 이들 연구에서는 초기 가압력의 증가에 따른 열-점소성 변형 거동을 고려하지 않았으며 분위기로에 의해 성형온도까지 금형과 시편을 가열시키는 데는 많은 시간을 필요로 하기 때문에 실제 가공 공정으로의 응용에는 많은 어려움이 있다. 실제 가공 공정으로의 응용을 위해서는 신속한 고온 분위기 조성과 가압력 증가 및 유지시의 치밀화 공정을 같이 고려해야 한다. Shaik 과 Milligan⁽²⁾은 고온 금형압축에서 다양한 응력속도에 의한 가압력 증가와 유지시의 금속 분말의 치밀화 공정을 크리프 모델에 의해 해석하였다. 이들 연구에서도 크리프 모델은 초기 상대밀도 $D_0=0.8$ 이상의 분말 성형체에 적용하였으며 실제 분말의 충전 상대밀도인 $D_0=0.6\sim 0.7$ 에서는 가압력의 증가에 의한 소성변형과 크리프 치밀화를 고려하지 않았다.

본 논문에서는 충전 상대밀도 $D_0=0.61$ 인 티타늄 합금 분말을 사용하여 고온 금형압축 실험을 수행하였으며 가압력 증가시의 열-점소성 변형과 가압력 유지시의 크리프에 의한 치밀화 거동을 조사하였다. 충전 밀도의 분말상태에서 높은 밀도를 갖는 최종 부품으로의 유한요소해석을 위해 여러 항복식들 중 Fleck 등⁽¹²⁾의 소성 항복식과 Gurson-Tvergaard의 항복식^(13,16,17)을 조합하여 사용하였다. Fleck 등⁽¹²⁾의 모델은 낮은 상대밀도를 갖는 분말의 치밀화 해석에 적절하며 상대밀도 $D=0.9$ 이상의 높은 상대밀도에서는 Gurson-Tvergaard의 소성 항복식^(13,16,17)이 금속 분말의 치밀화를 잘 예측한다고 알려져 있다. 그러나 이러한 항복식들은 모두 상온에서의 결과를 나타내기 때문에 고온에서의 모델 적용을 위해서는 적절한 온도 조건과 응력속도를 고려한 금속 소재의 응력-변형률 관계를 필요로 하게 된다. 한편, 가압력 유지후 발생하는 분말의 크리프 치밀화는 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델을 유한요소해석에 적용하여 구성모델에 의한 유한요소해석 결과와 실험치를 비교검토 하였다.

2. 이론

2.1 구성 방정식

전체 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^c + \dot{\epsilon}_{ij}^p \quad (1)$$

여기서, $\dot{\epsilon}_{ij}^c$ 와 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 는 각각 탄성 변형률 속도와 소성 변형률 속도를 나타낸다. 또한, 후크의 법칙으로 부터 응력 σ_{ij} 는 다음과 같이 구할 수 있다.

$$\sigma_{ij} = D_{ijkl}^c \epsilon_{kl}^c \quad (2)$$

여기서, D_{ijkl}^c 는 4차 탄성계수이다.

소성 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 는 다음과 같이 정의될 수 있다.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}} \quad (3)$$

여기서, Φ 는 항복 함수이며 $\dot{\lambda}$ 는 양의 스칼라 양이다.

질량 불변의 관계로 부터 상대밀도의 변화율 \dot{D} 은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{D} = -D \dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (4)$$

또한, 전체 분말 성형체의 변형 에너지가 모재의 변형에너지와 같다고 하면, 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$D \sigma_m \dot{\epsilon}_p = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p \quad (5)$$

여기서, σ_m 은 모재의 유효응력, $\dot{\epsilon}_p$ 은 모재의 등가 소성 변형률 속도를 나타낸다.

2.2 Fleck 등과 Gurson-Tvergaard의 소성 항복 조건식

Fleck 등⁽¹²⁾은 균일한 구형 분말의 상호 접촉하의 소성변형을 해석하여 상대밀도 $D=0.9$ 이하의 낮은 상대밀도를 갖는 분말 성형체의 소성 항복 거동을 예측할 수 있는 소성 항복 조건식을 다음과 같이 제안하였다.

$$\Phi(\sigma, D) = \left(\frac{\sqrt{5}p}{3P_y} \right)^2 + \left(\frac{5q}{18P_y} + \frac{2}{3} \right)^2 - 1 = 0 \quad (6)$$

$$P_y = 2.97D^2 \frac{(D - D_0)}{(1 - D_0)} \sigma_m$$

여기서, p 와 q 는 각각 정수응력($=-\sigma_{kk}/3$)과 유효응력($=\sqrt{3s_{ij}s_{ij}}/2$)을 나타내며 P_y 는 정수압 상태에서의 항복응력을 나타낸다.

또한, Tvergaard^(16,17)는 Gurson⁽¹³⁾이 제안한 상대밀도 $D=0.9$ 이상인 분말 성형체의 소성변형 거동 해석에 적용 가능한 소성 항복 조건식을 수정하여 다음과 같이 제안하였다.

$$\Phi(\sigma, D) = \left(\frac{q}{\sigma_m}\right)^2 + 2q_1(1-D) \cosh\left(-\frac{3q_2 p}{2\sigma_m}\right) - 1 - \{q_1(1-D)\}^2 = 0 \quad (7)$$

여기서, q_1 과 q_2 는 각각 Tvergaard^(16,17)에 의해 도입된 임의의 상수로서 q_1 과 q_2 의 값이 1 인 경우 Gurson⁽¹³⁾에 의하여 제안된 원래의 식이 된다.

고온 금형압축 해석을 위해 충전 밀도의 분말 상태에서 고온에서의 접촉변형에 의하여 치밀화가 일어나는 초기 구간에 대해서는 식 (6)을 사용하고 상대밀도 $D=0.9$ 이상의 구간에서는 식 (7)을 사용함으로써 전구간의 상대밀도 영역에서 분말 성형체의 소성변형 거동을 해석할 수 있는 항복함수를 구성하였다. 또한, 초기의 기공 형상에서 곱잡된 구형의 기공으로의 연속적인 천이구간을 고려하였으며 이러한 천이구간에서 소성 항복 함수 Φ 는 다음과 같이 나타낼 수 있다.^(19,20)

$$\Phi = \left(\frac{D_2 - D}{D_2 - D_1}\right) \Phi_1 + \left(\frac{D - D_1}{D_2 - D_1}\right) \Phi_2 = 0 \quad (8)$$

여기서 Φ_1 과 Φ_2 는 각각 Fleck 등⁽¹²⁾의 항복 조건식 (6)과 Gurson-Tvergaard 의 항복 조건식 (7)를 나타낸다. 본 논문에서는 $D_1=0.75$ 와 $D_2=0.9$ 를 사용하였다.⁽²¹⁾ 이러한 항복함수들은 성형 온도가 일정하다고 가정하여 유한요소해석 프로그램에 적용하였다.

2.3 Abouaf 등의 크리프 치밀화 모델

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

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n = A\sigma^n \quad (9)$$

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

Abouaf 등⁽¹⁸⁾은 분말 성형체의 치밀화에 영향을 미치는 등가응력 σ_{eq} 를 정수응력, 편차응력 및 상대밀도의 함수로 나타내었다.⁽²²⁻²⁴⁾

$$\sigma_{eq}^2 = f(D)I_1^2 + 3c(D)J_2 \quad (10)$$

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} 및 δ_{ij} 는 각각 편차응력 및 Kronecker delta 를 나타낸다. 식 (10)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 0 과 1 의 값을 갖게 된다. 이때, 등가응력 σ_{eq} 는 통상적인 유효 응력(Mises stress)이 됨을 알 수 있다.

Besson 과 Evans⁽²³⁾는 등가응력과 온도에 의존하는 점소성 포텐셜로부터 크리프 변형률 속도식을 다음과 같이 구하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = DA\sigma_{eq}^{n-1} \left[\frac{3}{2}c(D)s_{ij} + f(D)I_1\delta_{ij} \right] \quad (11)$$

따라서, 식 (9)와 (10)을 이용하여 크리프 변형률 속도를 계산할 수 있다.

3. 실험

본 논문의 실험을 위한 재료는 아르곤가스 분사법⁽²⁵⁾으로 제조된 구형의 티타늄 합금 분말(Ti-6Al-4V, TLK Technik, Germany)으로써 이에 대한 자세한 물리적 성질 및 화학적 조성 등은 Yang 과 Kim⁽⁷⁾의 논문에서 찾을 수 있다.

3.1 티타늄 합금 분말의 모재 시편

티타늄 합금 분말의 모재 시편을 제조하기 위하여 950°C에서 100 MPa의 압력으로 열간 등가압 소결 실험을 수행하였다. 열간 등가압 소결을 위한 자세한 시편의 제조 방법은 Yang 과 Kim⁽⁷⁾의 논문에서 자세히 수록되어 있으며 열간 등가압 소결 실험이 끝난 시편은 기계가공을 통하여 원주 형태로 가공한 후 950°C의 온도와 아르곤 분위기에서 1 시간 동안 어닐링 하였다. 모재 시편의 최종치수는 지름 8 mm, 높이 12 mm이며 상대밀도는 $D \geq 0.995$ 이다.

3.2 모재의 고온 압축 실험

티타늄 합금(Ti-6Al-4V) 모재 시편의 고온 일축 압축 실험은 재료 시험기(MTS Servohydraulic Tester)에 아르곤 분위기로와 고온 변위측정 장치를 부착하여 수행하였으며 고온 변위측정 장치에 관한 자세한 내용은 Kim 등⁽²⁶⁾의 논문에서 찾을 수 있다. 압축시 SiC 압반과 시편 사이의 마찰력을 줄이기 위하여 접촉면에 탄탈륨 박판($t=0.01$ mm)을 삽입하였다. 압축 실험은 일정한 응력속도 0.3 MPa/s 를 가하는 방법으로 하였으며, 이때 압력의 크기와 초기의 압축속도는 재료 시험기로

제어하였다. 압축 실험은 고온 분위기로부터 10°C/min 의 승온속도로 750°C, 850°C, 950°C 및 1050°C로 가열한 후 최고 60 MPa 이하의 가압력 범위에서 수행하였다. 실험온도에 도달하면 시편의 열적 평형상태가 되도록 10 분 정도 온도를 유지한 후 압력을 가하였다. 실험중 LVDT 로 측정된 변위는 컴퓨터로 자동으로 입력되며 모든 실험은 아르곤 분위기에서 행하였다. 모재의 고온 압축 크리프 특성은 Yang 과 Kim⁽⁷⁾에 의해 수행된 일축 압축 결과를 사용하였다.

3.3 고온 금형압축 실험

고온 금형압축 실험은 고주파 유도 가열장치에 장착된 MTS 재료시험기를 사용하였으며, 티타늄 합금 분말의 치밀화를 구하기 위해 흑연으로 직경 8 mm 인 금형을 제작하였다. 또한 티타늄 합금 분말 성형체의 밀도분포 측정을 위해서는 직경이 11.28 mm 인 흑연금형을 제작하여 사용하였다. 실험 중에 시편과 금형의 산화를 방지하기 위하여 아르곤 분위기를 유지하였다. 고주파 유도 가열 장치로 금형과 분말을 약 100°C/min 의 승온속도로 동시에 가열하였으며 실험온도에 도달하면 시편의 열적 평형상태가 되도록 10 분 정도 온도를 유지한 후 일방향 압축(single action pressing) 방식에 의해 압력을 가하였다. 일방향 압축은 상부 편치에 의하여 상부에서 하부로 한쪽 방향으로만 힘이 전달되게 된다.

3.3.1 열-점소성 변형에 의한 고온 금형압축 실험

상온에서 직경 8 mm 와 11.28 mm 인 금형에 각각 2g 과 6g 의 티타늄 합금 분말을 넣은 후 초기 충전 밀도 $D_0=0.61$ 인 예비 성형체를 만들었다. 그 후 750°C, 850°C, 950°C 및 1050°C에서 최고 60 MPa 이하의 가압력 범위에서 각각 일정한 응력속도 0.3 MPa/s 로 일방향 압축하여 원주형 분말 성형체를 제조하였다. 동일한 실험조건에 대해 두 세 번의 반복실험을 통해 평균 상대밀도를 구하여 가압력과 온도에 따른 시편의 치밀화를 조사하였다. 압축된 분말 성형체는 금형에서 꺼낸 후 아르키메데스 비중법에 의하여 성형체의 상대밀도를 측정하였다.

고온 금형압축한 후 분말 성형체 내부의 상대 밀도 분포를 유한요소해석의 결과와 비교하기 위하여 경도와 상대밀도의 상관 관계를 이용하여 시편내의 밀도 분포를 구하였다.⁽²⁰⁾ 본 논문에서는 Yang 과 Kim⁽⁷⁾이 구한 티타늄 합금 분말의 로크웰 경도(Rockwell Hardness)와 상대밀도의 상관 관계를 이용하였다. 식 (12)는 Yang 과 Kim⁽⁷⁾이 구한 티타늄 합금 분말 성형체의 로크웰 B 형 경도값(HRB)과 상대밀도의 관계를 나타낸다.

$$D = 0.005124 \cdot HRB + 0.44311 \quad (12)$$

가압력 증가에 따른 시편내부의 상대밀도 분포를 구하기 위하여 직경이 11.28 mm 인 시편을 와이어 커팅기로 이등분 하였다. 절단된 시편을 600°C의 아르곤 분위기에서 2 시간동안 어닐링 한 후 절단된 면을 연마하였다. 연마된 단면에 대하여 격자간의 간격이 가로 1.41 mm, 세로 1.458 mm 인 총 80 개의 격자를 만들었고 절단된 시편에서 격자가 서로 엇갈리게 배열하여 가로 4 개, 세로 10 개의 총 40 개 경도를 측정하였다. 또한 시편 내부의 치밀화 정도를 조사하기 위하여 시편의 위, 중간 및 아래부분을 광학 현미경으로 관찰하였다.

3.3.2 크리프 치밀화에 의한 고온 금형압축 실험

750°C, 850°C 및 950°C에서 가압력이 30 MPa 과 60 MPa 에 도달한 후에 최고 2 시간까지 가압력을 유지하여 일방향 압축에 의한 티타늄 분말의 크리프 치밀화를 조사하였다. 온도와 압력의 유지시간을 달리하면서 각 시편의 유지 시간과 가압력에 따른 원주형 분말 성형체를 제조하였다. 가압력 유지후 시편내부의 상대밀도 분포는 가압력 증가시의 경우와 마찬가지로 경도값으로 부터 시편내부의 상대밀도 분포를 측정하였다. 전체 단면에 대하여 격자간의 간격이 가로 1.41 mm, 세로 1.685 mm 인 총 64 개의 격자를 만들었고 절단된 두 단면에서 격자가 서로 엇갈리게 배열하여 가로 4 개, 세로 8 개의 총 32 개의 경도를 측정하였다. 여기서도 분말 성형체내부의 위, 중간 및 아래부분을 광학 현미경으로 관찰하여 비교하였다.

4. 결과 및 고찰

본 논문에서는 티타늄 합금(Ti-6Al-4V) 분말의 고온 금형압축시 치밀화 거동을 조사하기 위하여 다음의 모델을 유한요소해석에서 연속적으로 고려하였다. 즉, 가압력의 증가에 따른 열-점소성 변형에 의한 시편의 치밀화 해석에는 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 구성모델을 유한요소해석 프로그램 ABAQUS⁽²⁷⁾의 사용자 서브루틴 UMAT 에 적용하였으며 가압력 유지에 따른 크리프 치밀화 해석에는 Abouaf 등⁽¹⁸⁾이 제안한 멱수 법칙 크리프 구성모델을 서브루틴 CREEP 에 적용하였다.

4.1 모재의 고온 압축

열간 등가압 소결로 제조한 티타늄 합금 모재 시편을 750°C, 850°C, 950°C 및 1050°C에서 일정한 응력 속도 0.3 MPa/s 로 가하여 압축 응력과 소성

변형률의 관계를 구하였다. Fig. 1 은 각 온도에서 구한 압축 응력-소성 변형률의 관계를 나타내며 실험치는 다음의 Ludwik 의 식(실선)으로 나타낼 수 있다.⁽²¹⁾ 즉,

$$\sigma_m = \begin{cases} 76.5 + 121.3(\bar{\epsilon}_m^p)^{0.3572} \text{ MPa} & \text{at } 750^\circ\text{C} \\ 20.7 + 87.65(\bar{\epsilon}_m^p)^{0.395} \text{ MPa} & \text{at } 850^\circ\text{C} \\ 9.18 + 23.04(\bar{\epsilon}_m^p)^{0.3423} \text{ MPa} & \text{at } 950^\circ\text{C} \\ 2.2 + 14.06(\bar{\epsilon}_m^p)^{0.3154} \text{ MPa} & \text{at } 1050^\circ\text{C} \end{cases} \quad (13)$$

티타늄 합금 분말의 크리프 치밀화 해석을 위해 필요한 모재의 멱수 법칙 크리프 지수 n 과 Dorn 상수 A 는 Yang 과 Kim⁽⁷⁾이 구한 결과를 사용하였다.

4.2 고온 금형압축

티타늄 합금 분말의 가압력 증가에 따른 고온 금형압축 거동을 해석하기 위해 사용된 소성 항복 조건식 (7)에서 임의의 계수값인 q_1 과 q_2 는 Becker 등⁽²⁸⁾이 구한 값인 1.25 와 0.95 를 각각 사용하였다. 또한, 유한요소해석시 요구되는 각 온도에서의 티타늄 합금 모재의 유효응력은 식 (13)의 결과를 사용하였으며 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 모델 적용시 필요한 밀도함수 $f(D)$ 와 $c(D)$ 는 Yang 과 Kim⁽⁷⁾이 구한 식 (14)와 (15)를 사용하였다.^(29,30)

$$f(D) = 0.29 \left(\frac{1-D}{D-D_0} \right)^{0.78} \quad (14)$$

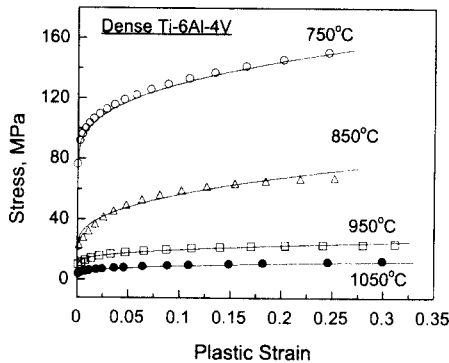


Fig. 1 Uniaxial stress-plastic strain response for dense titanium alloy at various temperatures

$$c(D) = 1 + 0.6 \left(\frac{1-D}{D-D_0} \right)^{0.87} \quad (15)$$

Fig. 2 는 분말 성형체의 일방향 고온 금형압축 해석에 사용된 유한요소 격자와 경계조건을 나타낸다. 시편의 치수는 높이 22.2 mm, 지름 11.28

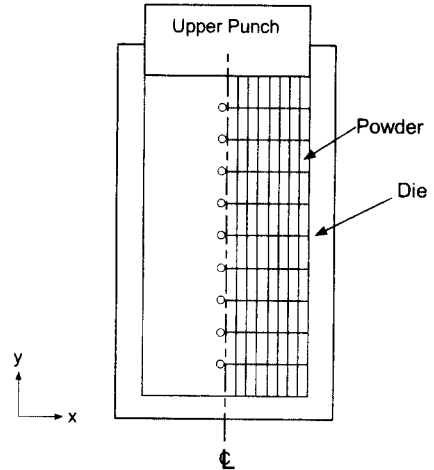


Fig. 2 Finite element meshes and boundary conditions for titanium alloy powder during hot pressing

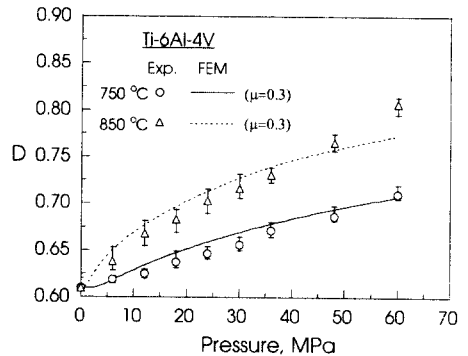


Fig. 3 Comparisons between experimental data and finite element calculations by the model of Fleck *et al.* and the modified Gurson for the variation of relative density with pressure for titanium alloy powder during hot pressing at 750°C and 850°C

Table 1 Mechanical properties of titanium alloy powder⁽³¹⁾

Material properties	Titanium alloy powder (Ti-6Al-4V)
Young's modulus [GPa]	104.94-0.052079 × T at -196°C ≤ T ≤ 1050°C
Shear modulus [GPa]	42.634-0.020985 × T at -196°C ≤ T ≤ 1050°C

mm 이며 Fig. 2 와 같이 y 축에 대한 축대칭 조건으로 부터 전체 단면의 1/2 에 대해서만 해석하였다. 시편의 초기 충전 밀도는 실험치와 같이 $D_0=0.61$ 이라고 가정하였으며 해석에는 80 개의 CAX4(4-node axisymmetric quadrilateral, bilinear displacement) 요소와 26 개의 RAX2(axisymmetric rigid element) 요소를 사용하였다.⁽²⁷⁾ 유한요소해석에 사용된 티타늄 합금 분말과 모재의 온도에 따른 재료상수들은 문헌⁽³¹⁾에서 구한 값을 사용하였으며 이를 Table 1 에 나타내었다. 분말과 금형벽 및 펀치의 마찰계수는 $\mu=0.3$ 으로 고려하여 해석하였다.^(32,33)

Fig. 3 은 750°C 와 850°C 에서 티타늄 합금 시편의 가압력에 따른 상대밀도 변화를 나타내는 실험

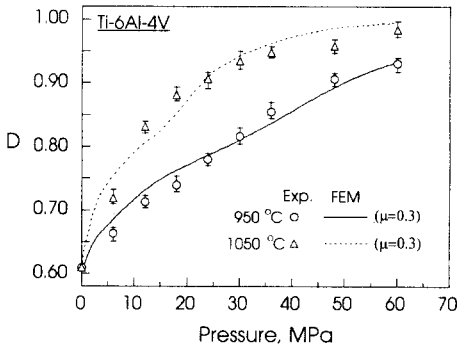


Fig. 4 Comparisons between experimental data and finite element calculations by the model of Fleck *et al.* and the modified Gurson for the variation of relative density with pressure for titanium alloy powder during hot pressing at 950°C and 1050°C

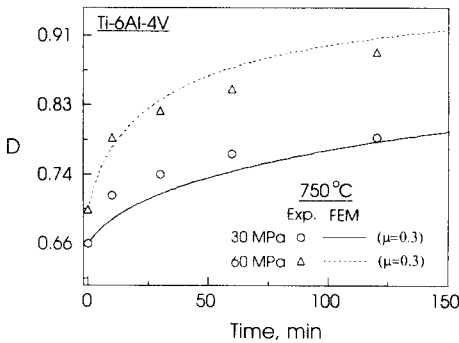


Fig. 5 Comparisons between experimental data and finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers for the variation of relative density with time for titanium alloy powder during hot pressing at 750°C

치(O,△)와 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(실선,점선)의 비교를 나타낸다. 전체 평균 상대밀도는 다음의 관계식을 사용하여 구하였다.^(19,21)

$$D_{avg} = \frac{\sum_{j=1}^M D_j V_j}{\sum_{j=1}^M V_j} \quad (16)$$

여기서, D_j, V_j 및 M 은 각각 j 번째 요소의 상대 밀도, 체적 및 전체 요소의 개수를 나타낸다. Fig. 3 에서 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 항복 조건식으로 부터 구한 유한요소해석 결과는 가압력의 증가에 따라 초기 치밀화 단계에서는 실험치보다 다소 높게 예측하지만 치밀화가 진행될 수록 실험치보다 조금 낮게 예측되고 있다. 그러나 전체적인 치밀화 경향은 비교적 잘 예측함을 알 수 있다.

Fig. 4 는 950°C 와 1050°C 에서 티타늄 합금 시편의 가압력에 따른 상대밀도 변화를 나타내는 실험치(O,△)와 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(실선,점선)의 비교를 나타낸다. 유한요소해석시 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 모델 적용에 대한 천이 구간은 상대밀도 $D=0.75$ 와 0.9 사이로 가정하였다.⁽²¹⁾ 유한요소해석 결과는 실험치와 비교적 잘 일치함을 알 수 있으나 1050°C 의 천이구간에서는 급격한 곡선의 기울기 변화를 보인다. 이러한 현상은 온도가 높을수록 작은 압력에도 많은 변형을 발생하여서 천이구간에서의 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 소성 항복식에 의한 변형량이

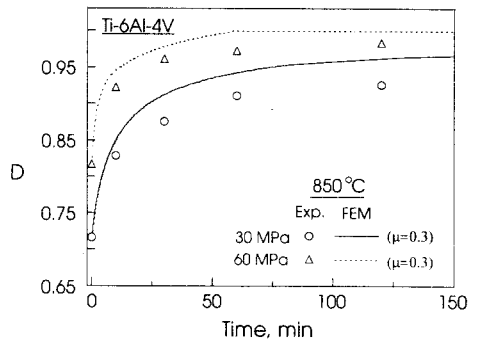


Fig. 6 Comparisons between experimental data and finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers for the variation of relative density with time for titanium alloy powder during hot pressing at 850°C

차이가 크게 나타나기 때문이다.

Fig. 5는 750°C에서 각각 30 MPa와 60 MPa의 가압력을 유지한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O,△)와 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(실선,점선)의 비교를 나타낸다. 유한요소해석 결과는 Yang과 Kim⁽⁷⁾이 구한 크리프 상수와 밀도함수인 식 (14)와 (15)를 사용하였다.

Fig. 6은 850°C에서 각각 30 MPa와 60 MPa의 가압력을 유지한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O,△)와 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(실선,점선)의

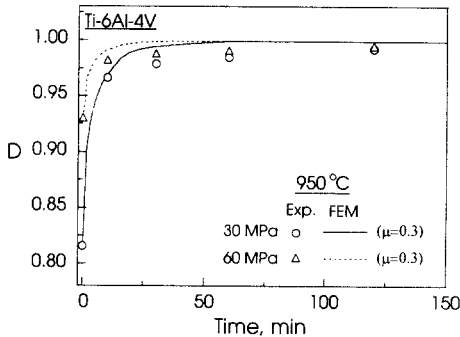


Fig. 7 Comparisons between experimental data and finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers for the variation of relative density with time for titanium alloy powder during hot pressing at 950°C

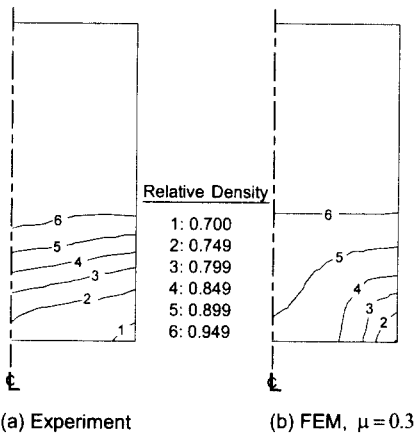


Fig. 8 Comparison between (a) experimental data and (b) finite element calculations by the model of Fleck *et al.* and the modified Gurnon for relative density contour plot of a titanium alloy powder compact during hot pressing under 60 MPa at 950°C

비교를 나타낸다. 유한요소해석 결과는 실험치보다 높게 예측함을 알 수 있으며 가압력이 클수록 치밀화 속도가 빠르게 나타난다.

Fig. 7은 950°C에서 각각 30 MPa와 60 MPa의 가압력을 유지한 티타늄 합금 시편의 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치(O,△)와 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(실선,점선)의 비교를 나타낸다. 여기서도 유한요소해석 결과는 전체적으로 실험치 보다 높게 예측하고 있으며 온도가 높을수록 치밀화가 빠르게 나타남을 알 수 있다. Fig. 5, 6 및 7의 결과로부터 고온 금형압축과 같이 편차응력이 크게 작용하는 크리프 치밀화 해석에는 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델이 잘 맞지 않음을 알 수 있다. 이는 Abouaf 등⁽¹⁸⁾에 의한 식 (10)과 (11)에서 밀도함수 $c(D)$ 가 편차응력 성분을 적절히 고려하지 못하기 때문이다. 따라서 가압력 유지시 보다 정확한 치밀화 해석을 위해서는 이러한 편차응력의 영향을 적절하게 고려할 수 있는 구성모델의 개발이 필요하다.

Fig. 8(a)와 (b)는 950°C에서 가압력이 60 MPa에 도달한 직후 시편내부의 상대밀도 분포에 대한 실험치와 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurnon-Tvergaard^(13,16,17)의 구성모델에 의한 유한요소해석의 결과를 각각 나타낸다. Fig. 8(a)는 식 (12)를 사용하여 로크웰 경도 실험으로부터 구하였다. Fig. 8(a)에서 상대밀도는 티타늄 분말 성형체의 상부편치 부분에서 가장 높고 금형하부 접촉면의 모서리 부근에서 가장 낮음

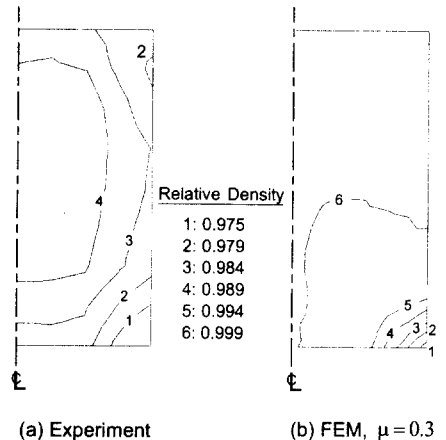


Fig. 9 Comparison between (a) experimental data and (b) finite element calculations by the model of Abouaf and co-workers for relative density contour plot of a titanium alloy powder compact after 400 s under constant pressure of 60 MPa during hot pressing at 950°C

을 알 수 있다. 이는 금형벽과 분말사이의 마찰로 인해 하부 모서리 부분에 상대적으로 가압력의 영향을 작게 받기 때문이다. 또한, 고온에서의 마찰계수는 상온에서의 경우보다 비교적 크게 작용하기 때문에⁽²¹⁾ 상부와 하부의 밀도차가 매우 크게 나타났다. Fig. 8(b)의 유한요소해석 결과는 실험치를 비교적 잘 예측함을 알 수 있다.

Fig. 9(a)와 (b)는 950°C에서 60 MPa의 가압력을 400 초간 유지하였을 때 티타늄 합금 시편내부의 상대밀도 분포에 대한 실험치와 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과의 비교를 나타낸다. 유한요소해석 결과는 실험치보다 전체적으로 높은 밀도를 예측함을 알 수 있으나 성형체

의 하부 모서리 부분에서 가장 낮은 밀도분포를 보이는 경향은 잘 예측하고 있다.

Fig. 10은 950°C에서 가압력이 60 MPa에 도달하였을 때 상대밀도 $D=0.931$ 를 갖는 시편내부의 단면에 대한 광학 현미경 사진을 나타낸다. 성형체 상부 펀치 부분에서는 기공이 소멸되어 높은 상대밀도를 보이나 하부 부분에는 아직도 많은 기공이 상호 연결되어 있음을 알 수 있다.

Fig. 11은 950°C에서 60 MPa의 가압력을 400 초간 유지하였을 때 상대밀도 $D=0.99$ 를 갖는 티타늄 분말 성형체의 내부 단면에 대한 광학 현미경 사진을 나타낸다. Fig. 10의 결과보다 시편전체에

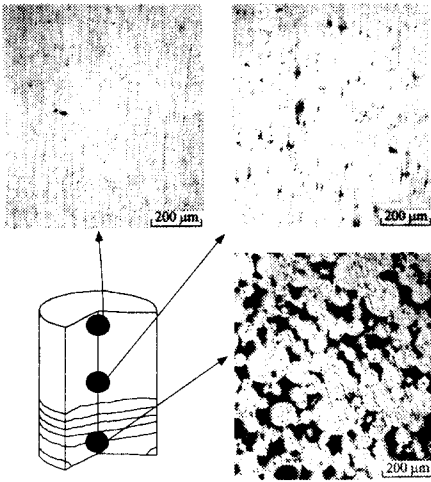


Fig. 10 Optical micrograph of a titanium alloy powder compact with $D=0.931$ during hot pressing under 60 MPa at 950°C

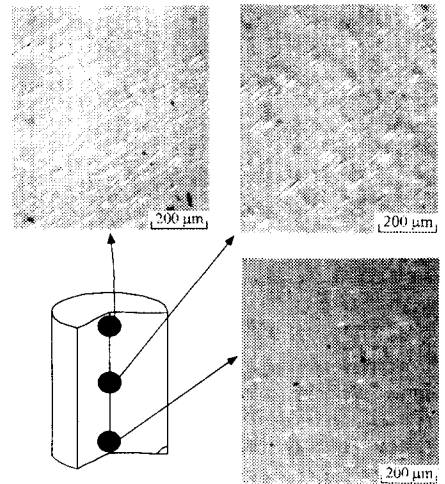


Fig. 11 Optical micrograph of a titanium alloy powder compact with $D=0.99$ after 400 s under constant pressure of 60 MPa during hot pressing at 950°C

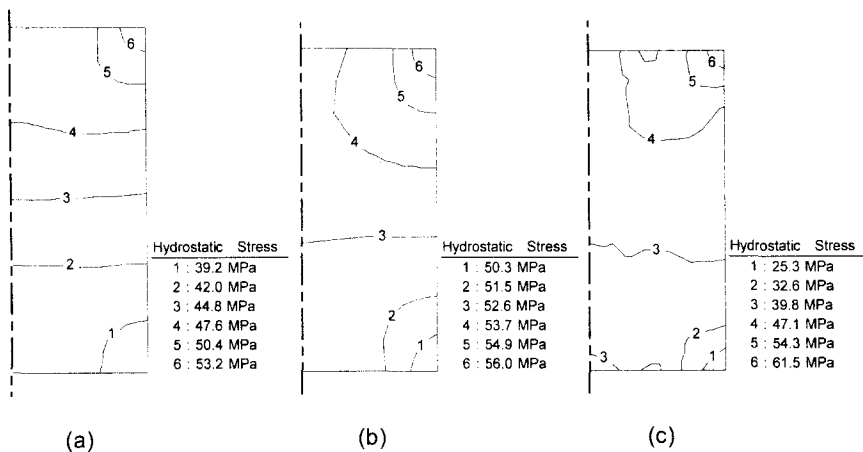


Fig. 12 Finite element calculations for hydrostatic stress contour plots of titanium alloy powder compacts (a) at 950°C (b) after 0 s and (c) 400 s of pressure holding time at 1050°C during hot pressing under 60 MPa

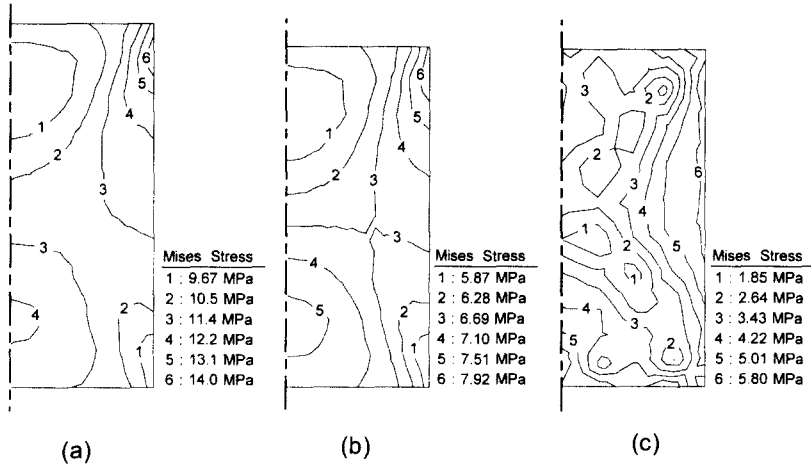


Fig. 13 Finite element calculations for Mises stress contour plots of titanium alloy powder compacts (a) at 950°C (b) after 0 s and (c) 400 s of pressure holding time at 1050°C during hot pressing under 60 MPa

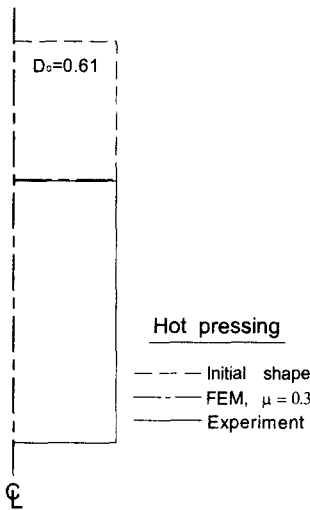


Fig. 14 Comparison between experimental data and a finite element calculation by the model of Fleck et al. and the modified Gurson for the deformed shape of a titanium alloy powder compact during hot pressing under 60 MPa at 950°C

서 높은 상대밀도를 보임을 알 수 있다.

Fig. 12(a), (b) 및 (c)는 각각 950°C와 1050°C에서 가압력이 60 MPa에 도달한 직후와 같은 가압력을 400 초간 유지하였을 때의 시편내부의 정수응력분포를 나타내는 유한요소해석의 결과이다. 여기서 Fig. 12(a)와 (b)는 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 모델에 의한 유한요소해석 결과이며 Fig. 12 (c)는 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 모델에 의한 결과를 나타낸다. 금형벽과 티타늄 합금 분말사이의 마찰로 인해 시편의 하부 모서리 부분에서 가

장 작은 정수응력 분포를 보임을 확인할 수 있다.

Fig. 13(a), (b) 및 (c)는 각각 950°C와 1050°C에서 가압력이 60 MPa에 도달한 직후와 같은 가압력을 400 초간 유지하였을 때의 시편내부의 Mises 응력 분포를 나타내는 유한요소해석의 결과이다. 온도가 높고 치밀화가 진행 될수록 Mises 응력 크기가 작아짐을 알 수 있다. 또한, Fig. 13에서 시편 하부 모서리 부분에서 가장 큰 편차응력이 발생하며 이는 Fig. 12에서 금형벽과 분말사이의 마찰로 인하여 모서리 부분의 불균일한 정수응력분포에 의한 것이다. 고온 금형압축시 금형벽과 분말사이의 마찰은 시편내의 응력 분포와 밀도 분포에 상당한 영향을 미치며 균일한 밀도 분포를 갖는 분말 성형체의 제조를 위해서는 이러한 금형내의 마찰을 줄이는 방안의 연구가 필요하다.

Fig. 14는 950°C에서 60 MPa의 가압력으로 성형한 티타늄 합금 시편의 최종 변형된 형상에 대한 실험치(실선)와 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과(점선)의 비교를 나타낸다. 전체적으로 고온 금형압축후 최종형상을 매우 잘 예측함을 알 수 있다.

5. 결론

본 논문에서는 티타늄 합금 분말의 열-점소성 변형과 크리프 치밀화 거동을 연속적으로 고려하여 고온 금형압축 공정을 해석하였다. 다양한 온도와 압력 조건 하에서 얻어진 고온 금형압축 실험 결과를 Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17) 및 Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석 결과와 비교하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) Fleck 등⁽¹²⁾과 Gurson-Tvergaard^(13,16,17)의 구성 모델을 사용한 유한요소해석의 결과는 고온 금형 압축시 가압력 증가에 따른 티타늄 합금 분말의 치밀화를 비교적 잘 예측하였다.

(2) Abouaf 등⁽¹⁸⁾의 구성모델에 의한 유한요소해석의 결과는 고온 금형압축시 가압력 유지에 따른 티타늄 합금 분말의 실험치보다 조금 높게 예측하였다.

(3) 고온 금형압축시 금형벽과 분말간의 마찰은 최종 시편의 밀도 분포와 응력 분포에 많은 영향을 미치며 일방향 압축인 경우에는 하부 모서리 부분에 가장 낮은 상대밀도를 나타냈다.

후 기

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

참고문헌

- (1) Froes, F. H. and Eylon, D., 1986, *Titanium Rapid Solidification Technology*, Metallurgical Society, Pennsylvania, U.S.A., pp. 1~322.
- (2) Shaik, G. R. and Milligan, W. W., 1997, "Consolidation of Nanostructured Metal Powders by Rapid Forging: Processing, Modelling, and Subsequent Mechanical Behavior," *Met. Mat. Trans. A*, Vol. 28, pp. 895~904.
- (3) Evans, R. W., 1993, "Modelling of the Hot-Working of High Performance Alloys," *Key Eng. Materials: Second ASM Paris Conference*, Trans Tech Publications, Switzerland, Vol. 77-78, pp. 227~240.
- (4) Froes, F. H. and Eylon D., 1990, "Powder Metallurgy of Titanium Alloys," *International Materials Reviews*, Vol. 35, No. 3, pp. 162~182.
- (5) 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.
- (6) 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.
- (7) 양훈철, 김기태, 2000, "열간 등가압 소결에 의한 Ti-6Al-4V 분말의 치밀화 거동," 대한기계학 회논문집(A), 제 24 권, 제 2 호, pp. 394~402.
- (8) Kuhn, H. A. and Downey, C. L., 1971, "Deformation Characteristics and Plasticity Theory of Sintered Powder Metal Materials," *Int. J. Powder Metall.*, Vol. 7, pp. 15~25.
- (9) Green, R. J., 1972, "A Plasticity Theory for Porous Solids," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 14, pp. 215~224.
- (10) Shima, S. and Oyane, M., 1976, "Plasticity Theory for Porous Metals," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 18, pp. 285~291.
- (11) 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. 527~535.
- (12) Fleck, N. A., Kuhn, L. T. and McMeeking, R. M., 1992, "Yielding of Metal Powder Bonded by Isolated Contacts," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 40, No. 5, pp. 1139~1162.
- (13) Gurson, A. L., 1997, "Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth-Part 1. Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media," *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 99, pp. 2~15.
- (14) Song, M. C., Kim, H. G. and Kim, K. T., 1996, "Creep Densification of Copper Powder Compact," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 38, No. 11, pp. 1197~1208.
- (15) Kim, H. G. and Kim, K. T., 1999, "Densification Behavior of Nanocrystalline Titania Powder Compact under High Temperature," *Acta Mater.*, Vol. 47, No. 13, pp. 3561~3570.
- (16) Tverggard, V., 1981, "Influence of Voids on Shear Band Instabilities under Plane Strain Conditions," *Int. J. Fracture*, Vol. 17, No. 4, pp. 389~407.
- (17) Tverggard, V., 1982, "On Localization in Ductile Materials Containing Spherical Voids," *Int. J. Fracture*, Vol. 18, pp. 237~252.
- (18) Abouaf, M., Chenot, J. L., Raison, G. and Bauduin, P., 1998, "Finite Element Simulation of Hot Isostatic Pressing of Metal Powder," *Int. J. Num. Mech. Eng.*, Vol. 25, pp. 191~212.
- (19) 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.
- (20) Kim, K. T., Kim, H. G. and Jang, H. M., 1998, "Densification behavior and grain growth of zirconia powder compact under high temperature," *Int. J. Eng. Sci.*, Vol. 36, pp. 1295~1312.
- (21) Kwon, Y. S., Lee, H. T. and Kim, K. T., 1997, "Analysis for Cold Die Compression of Stainless-Steel Powder," *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 119, pp. 366~373.
- (22) Besson, J. and Abouaf, M., 1991, "Behavior of Cylindrical HIP Container," *Int. J. Solids Structure*, Vol. 28, No. 6, pp. 691~702.
- (23) 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.
- (24) Wilkinson, D. S. and Ashby, M. F., 1975, "Pressure Sintering by Sintering by Power Law Creep," *Acta Metall.*, Vol. 23, No. 11, pp. 1277~1285.
- (25) Powder Metallurgy, Metals Handbook, 9th ed., 1984, American Society for Metals, Metals Park, OH, Vol. 7, pp. 25~51.
- (26) Kim, J. H., Han, D. B. and Kim, K. T., 1996, "High Temperature Creep Behavior of Cr3C2 Ceramic Composite," *Mat. Sci. Eng. A.*, A212, pp. 87~93.
- (27) ABAQUS User's I, II and III Manual, 1998, Ver. 5.8,

Habbitt, Karlsson and Sorensen, U.S.A..

- (28) Becker, R., Needleman, A., Richmond, O. and Tvergaard, V., 1988, "Void Growth and Failure in Notched Bars," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 36, No. 3, pp. 317~351.
- (29) 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.
- (30) 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.
- (31) Boyer, R., Welsch, G. and Collings, E. W., 1994, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, pp. 483~636.
- (32) Han, H. N., Lee, Y. G., Oh, K. H. and Lee, D. N., 1996, "Analysis of Hot Forging of Porous Metals," *Mat. Sci. Eng. A*, A206, pp. 81~89.
- (33) Altan, T., Oh, S. I. And Gegel, H. L., 1983, *Metal Forming: Fundamentals and Application*, American Society for Metals, Metals Park, OH, pp. 1~353.