

# Power-law 크리프 변형을 따르는 분말 성형체의 말기 치밀화 모델

양훈철\* · 김기태†

(2003년 8월 22일 접수, 2004년 5월 7일 심사완료)

## Constitutive Models for Final Stage Densification of Powder Compacts with Power-Law Creep Deformation

HoonChul Yang and KiTae Kim

**Key Words :** Creep Potential(크리프 포텐셜), Metal Powder(금속 분말), Final Stage Densification(말기 치밀화), Power-Law Creep(멱수법칙 크리프), Finite Element Analysis(유한요소해석), Constitutive Model(구성모델)

### Abstract

Constitutive models for final stage densification of metal powder compacts with power-law creep deformation were investigated. The constitutive models were implemented into a finite element program (ABAQUS) by using user subroutine CREEP and, from FEM results, useful densification curves were obtained when hydrostatic and uniaxial stress were applied to the powder compacts at various pressures and temperatures. Because the densification behavior varied as the constitutive models, the equivalent stress surface on each constitutive equation was investigated to analyze the difference of densification behavior.

#### 기호설명

- $\sigma_{eq}$  : 등가응력(equivalent stress)
- $\sigma_m$  : 정수응력(hydrostatic stress)
- $p$  : 정수압(hydrostatic pressure)
- $\sigma_e$  : 유효응력(effective stress)
- $S_{ij}$  : 편차응력(deviatoric stress)
- $\Omega$  : 크리프 포텐셜(creep potential)
- $\dot{\epsilon}_{ij}$  : 크리프 변형률 속도(creep strain rate)
- $D$  : 상대밀도(relative density)
- $\dot{D}$  : 상대밀도 변화율(densification rate)
- $\dot{\epsilon}_0$  : 기준 변형률 속도(reference strain rate)
- $\sigma_0$  : 기준응력(reference stress)
- $A$  : Dorn 상수
- $n$  : Power-law 크리프 지수
- $\delta_{ij}$  : Kronecker delta

- $\bar{\epsilon}^u$  : 일축 등가 크리프 변형률(uniaxial equivalent creep strain)
- $\bar{\epsilon}^{sw}$  : 체적 변형률(volumetric swelling strain)
- $\dot{\bar{\epsilon}}^u$  : 일축 등가 크리프 변형률 속도(uniaxial equivalent creep strain rate)
- $\dot{\bar{\epsilon}}^{sw}$  : 체적 변형률 속도(volumetric swelling strain rate)

### 1. 서론

일정한 하중 하에서 시간에 따른 금속 분말 등의 다공질 소재의 치밀화는 주로 재료 내부의 Power-law 크리프 메커니즘에 의해 발생된다.<sup>(1)</sup> 이는 P/M 공정을 위한 대부분의 금속 분말의 입자 크기가 100  $\mu\text{m}$  정도로 확산 크리프에 의한 영향을 거의 무시할 수 있기 때문이다.<sup>(1)</sup> 실제로 분말야금 공정중의 열간 등가압 소결(HIP)에서는 Power-law 크리프 모델만으로도 금속 분말의 치밀화 거동을 잘 예측한다고 알려져 있다.<sup>(2,3)</sup>

금속 분말의 크리프 치밀화는 주로 상대밀도의 0.9 이하에서의 초기 치밀화 영역과 0.9 이상의 말기 치밀

\* 회원, 포항공과대학교 대학원 기계공학과  
 † 책임저자, 회원, 포항공과대학교 기계공학과  
 Email: korean@postech.edu  
 TEL : (054)279-2164 FAX : (054)279-5899

화 영역으로 나눌 수 있다.<sup>(1,3)</sup> 상대밀도 0.9 이상에서는 기공이 주변 재료에 완전히 둘러싸인 폐기공을 형성하는데 보통 상대밀도 0.9를 기준으로 크리프 메커니즘을 구분하는 경우가 일반적이다.<sup>(1,3,4)</sup>

현재까지 잘 알려진 다공질 소재의 Power-law 크리프 모델로는 Abouaf 등의 모델,<sup>(5)</sup> Duva 등의 모델,<sup>(6)</sup> Cocks 모델,<sup>(7)</sup> McMeeking 모델,<sup>(8)</sup> Ponte 모델<sup>(9)</sup> 등이 있다. 특히, Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>은 분말 성형체의 정수압 성형 및 일축압축 실험에서 몇 가지 복잡한 밀도 함수 유도가 필요하지만 치밀화 경향을 정확히 예측할 수 있어서 현재까지 가장 보편화된 실험적 모델이다.<sup>(2,5)</sup> Duva 등의 모델,<sup>(6)</sup> Cocks 모델,<sup>(7)</sup> McMeeking 모델<sup>(8)</sup> 및 Ponte 모델<sup>(9)</sup>은 다공질 재료를 연속체로 가정한 Ashby 등<sup>(1,4,7)</sup>의 이론을 근거로 수학적 근사화 및 유한요소해석 등에 의해 유도된 이론적 모델이다.<sup>(10)</sup>

지난 수 십년 동안 크리프 치밀화 모델에 대한 많은 연구가 있었지만 현재까지도 크리프 모델에 대한 상관 및 유도관계가 명확하지 못하고 치밀화 경향에 대한 밀도함수의 차이가 구분되지 못하고 있다. 따라서, 열간 등가압 소결 등의 분말성형 공정에 대한 해석식 모델의 선정 등에 어려움을 나타내고 있다. 이에 본 논문에서는 현재까지 잘 알려진 크리프 모델들을 유한요소해석에 적용하여 모델에 따른 크리프 치밀화 경향을 정량적으로 비교하였다. 유한요소해석을 위해 크리프 재료상수는 이전의 실험치를 이용하여 밀도함수 형태로 유도되었다.

## 2. 이론

### 2.1 모재의 Power-law 크리프 모델

일반적인 하중 하에서 모재의 크리프 변형은 편차 응력 성분에 의해서만 발생된다. 즉, 모재의 변형률 속도  $\dot{\epsilon}_{ij}$ 는 다음의 식으로 나타낼 수 있다.<sup>(10)</sup>

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_0 \left( \frac{\sigma_e}{\sigma_0} \right)^{n-1} \frac{S_{ij}}{\sigma_0} \quad (1)$$

여기서,  $\sigma_e$  및  $S_{ij}$ 는 각각 유효응력(effective stress) 및 편차응력(deviatoric stress) 성분을 나타내며 다른 변수들은 Power-law 크리프 거동을 따르는 금속의 일축 크리프 조건에서 정의된다. 즉,

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n = A \sigma^n \quad (2)$$

여기서,  $\dot{\epsilon}_0$ 와  $\sigma_0$ 는 기준 변형률 속도(reference strain rate)와 기준응력(reference stress)이며, A와 n은 Dorn 상수와 Power-law 크리프 지수를 나타낸다.

### 2.2 Power-law 크리프 재료의 말기 치밀화 모델

#### 2.2.1 구성 방정식

다공질 금속 재료의 크리프는 재료내부의 기공의 영향으로 편차응력뿐 아니라 정수응력 성분의 영향도 받으므로 분말 성형체의 치밀화에 영향을 미치는 등가응력  $\sigma_{eq}$ 을 유효응력  $\sigma_e$  및 정수응력  $\sigma_m$  등의 함수로 나타낼 수 있다.<sup>(10)</sup> 즉,

$$\sigma_{eq}^2 = a\sigma_e^2 + b\sigma_m^2 \quad (3)$$

여기서 a와 b는 각각 편차응력 및 정수응력의 치밀화 정도에 대한 밀도함수이다.

복합 하중하에서 크리프 변형률 속도는 크리프 포텐셜  $\Omega$ 를 이용하여 다음과 같은 식으로 표현할 수 있다.<sup>(5-10)</sup>

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma_{eq}} \frac{\partial \sigma_{eq}}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4)$$

$$\Omega = \frac{\dot{\epsilon}_0 \sigma_0}{n+1} \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^{n+1} = \frac{A}{n+1} \sigma_{eq}^{n+1} \quad (5)$$

따라서, 크리프 변형률 속도는 최종적으로 다음의 식으로 표현된다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left( \frac{3a}{2} S_{ij} + \frac{b}{3} \sigma_m \delta_{ij} \right) \quad (6)$$

상대밀도 변화율  $\dot{D}$ 은 질량 불변의 관계로부터 다음과 같이 체적 변형률 속도  $\dot{\epsilon}_{kk}$ 의 형태로 나타낼 수 있다.<sup>(2,3,11)</sup>

$$\dot{D} = -D \dot{\epsilon}_{kk} \quad (7)$$

#### 2.2.2 이론적 모델(Theoretical model)

Cocks<sup>(7)</sup>는 Power-law 크리프 재료의 압축시 크리프 포텐셜의 Convexity를 이용하여 다음과 같은 크리프 치밀화 모델을 제안하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left[ \begin{array}{l} \frac{3}{2} \left( \frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}} \right) S_{ij} \\ + \frac{1}{3} \left( \frac{9}{4} \frac{2n-1-D}{D^{2n/(n+1)}} \right) \sigma_m \delta_{ij} \end{array} \right] \quad (8)$$

Ponte<sup>(9)</sup>는 다공질 재료에 변분법(variational method)를 사용하여 다음과 같은 크리프 치밀화 모델을 제안하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left[ \frac{3}{2} \left( \frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}} \right) S_{ij} + \frac{1}{3} \left( \frac{9}{4} \frac{(1-D)}{D^{2n/(n+1)}} \right) \sigma_m \delta_{ij} \right] \quad (9)$$

Duva와 Crow<sup>(6)</sup>는 Cocks 등<sup>(7)</sup>의 결과를 Cell 모델에

Table 1 Coefficient a and b for porous body creep potentials

Creep Models	a	b
Cocks <sup>(7)</sup>	$\frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}}$	$\frac{9}{4} \frac{2n-1-D}{n+1} \frac{1-D}{D^{2n/(n+1)}}$
Ponte <sup>(9)</sup>	$\frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}}$	$\frac{9}{4} \frac{(1-D)}{D^{2n/(n+1)}}$
Duva and Crow <sup>(6)</sup>	$\frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}}$	$\left[ \frac{n(1-D)}{[1-(1-D)^{1/n}]^n} \right]^{n+1} \left( \frac{3}{2n} \right)^2$
McMeeking and Sofronis <sup>(8)</sup>	$\left[ \frac{1+(1-D)}{D} \right]^{2n/(n+1)}$	$\left[ \frac{n(1-D)}{[1-(1-D)^{1/n}]^n} \right]^{n+1} \left( \frac{3}{2n} \right)^2$
Abouaf and co-workers <sup>(5)</sup>	c(D)	9f(D)

적용하여 크리프 포텐셜의 형태를 수학적 함수로 근사화하여 다음과 같은 크리프 치밀화 모델을 제안하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left[ \frac{3}{2} \left( \frac{1 + \frac{2}{3}(1-D)}{D^{2n/(n+1)}} \right) S_{ij} + \frac{1}{3} \left( \frac{n(1-D)}{[1-(1-D)^{1/n}]^n} \right)^{n+1} \left( \frac{3}{2n} \right)^2 \sigma_m \delta_{ij} \right] \quad (10)$$

McMeeking 과 Sofronis<sup>(8)</sup>는 상대밀도 0.9 이상의 말기 치밀화 단계에서 잔류공극의 형상을 중공구로 가정하여 크리프 변형률 속도를 다음과 같이 제안하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left[ \frac{3}{2} \left( \frac{1+(1-D)}{D} \right)^{2n/(n+1)} S_{ij} + \frac{1}{3} \left( \frac{n(1-D)}{[1-(1-D)^{1/n}]^n} \right)^{n+1} \left( \frac{3}{2n} \right)^2 \sigma_m \delta_{ij} \right] \quad (11)$$

2.2.3 실험적 모델(empirical model)

Abouaf 등<sup>(5)</sup>은 등가응력과 온도에 의존하는 점소성 포텐셜로부터 크리프 변형률 속도를 다음과 같이 구하였다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma_{eq}^{n-1} \left[ \frac{3}{2} c(D) S_{ij} + 3f(D) \sigma_m \delta_{ij} \right] \quad (12)$$

여기서, f(D)는 정수응력이 다공질 금속의 치밀화에 미치는 영향을 나타내며, c(D)는 모재의 항복강도에 대한 다공질 금속의 유동응력의 비를 나타낸다. 이는 모재의 크리프 실험과 열간 등가압 소결의 실험결과 및 다공질 시편의 압축 크리프 실험을 통하여 구할 수 있으며 다음의 식으로 표현할 수 있다.<sup>(2,5,12)</sup>

$$f(D) = \frac{1}{9} \left[ \frac{(\dot{D}/D)}{A \cdot P^n} \right]^{2/(n+1)} \quad (13)$$

$$c(D) = s(D)^{-2n/(n+1)} - f(D) \quad (14)$$

여기서,  $(\dot{D}/D)$ 는 열간 등가압 소결 결과인 시간 t에 따른 치밀화 실험치  $D = D(t)$ 로부터 구할 수 있으며 s(D)는 다공질 시편의 압축 크리프 실험으로 구할 수 있다.<sup>(2,5,12)</sup>

위와 같이 다양한 Power-law 크리프 모델들은 식 (3)과 같이 밀도함수 a 와 b를 사용하여 하나의 형태로 정리할 수 있으며 각 크리프 모델에서의 밀도함수 식은 Table 1에 자세히 나타내었다. 결국 기존의 말기 크리프 치밀화 모델은 밀도함수 a 및 b의 차이로 구분되어진다.

3. 크리프 모델의 적용

3.1 유한요소해석을 위한 수치적분

금속 분말 성형체의 크리프 변형은 편차응력에 의한 성분과 정수응력에 의한 체적 변형률 성분으로 나눌 수 있으며 이는 정수응력, 시간 등의 함수로 표현된다.<sup>(1-12)</sup> 따라서, 이들 함수의 수치적분은 크리프 변형률 속도의 Implicit 시간 적분법에 의해 다음과 같이 표현된다.

$$\dot{\bar{\epsilon}}(p, \sigma_e, \bar{\epsilon}^cr, \bar{\epsilon}^sw, t, \dots) = \frac{\Delta \bar{\epsilon}}{\Delta t} = \frac{\Delta \bar{\epsilon}^cr + \Delta \bar{\epsilon}^sw}{\Delta t} = \dot{\bar{\epsilon}}^cr + \dot{\bar{\epsilon}}^sw \quad (15)$$

여기서,  $\dot{\bar{\epsilon}}^cr$  및  $\dot{\bar{\epsilon}}^sw$ 는 각각 일축 등가 크리프 변형률 속도(uniaxial equivalent creep strain rate)와 체적 변형률 속도(volumetric swelling strain rate)를 나타낸다.

Table 2 Material constants and density function for power-law creep materials

Creep Materials	Temp, °C	n	A, MPa · sec <sup>-1</sup>	f(D)	c(D)
Ti-6Al-4V <sup>(2)</sup>	750	3.2	1.79 × 10 <sup>-11</sup>	0.29 $\left(\frac{1-D}{D-0.66}\right)^{0.78}$	1 + 0.6 $\left(\frac{1-D}{D-0.66}\right)^{0.87}$
	850	2.8	2.0 × 10 <sup>-9</sup>		
	950	2.94	3.70 × 10 <sup>-8</sup>		
SUS 316L <sup>(13,14)</sup>	700	5.30	8.22 × 10 <sup>-14</sup>	0.16 $\left(\frac{1-D}{D-0.69}\right)$	1 + 5.23 $\left(\frac{1-D}{D-0.69}\right)^{0.914}$
	1125	2.02	4.98 × 10 <sup>-7</sup>		
D7 Tool Steel <sup>(15)</sup>	900	4.79	9.12 × 10 <sup>-11</sup>		
	1000	3.15	2.13 × 10 <sup>-8</sup>		

또한, 식 (3)의 형태는 비선형 방정식이기 때문에 수치적분을 위해 단위시간(step time)에서의 각 변수에 따른 변화량을 구하여야 하며 이는 식 (6)으로부터 다음의 식들로 표현할 수 있다.

$$\Delta \bar{\epsilon}^{cr} = A \sigma_{eq}^{n-1} \cdot a \cdot \sigma_c \cdot \Delta t \quad (16)$$

$$\frac{\partial \Delta \bar{\epsilon}^{cr}}{\partial p} = A(n-1) \sigma_{eq}^{n-3} \cdot a \cdot b \cdot p \cdot \sigma_c \cdot \Delta t \quad (17)$$

$$\frac{\partial \Delta \bar{\epsilon}^{cr}}{\partial \sigma_c} = Aa \left[ (n-1) \sigma_{eq}^{n-3} \cdot a \cdot \sigma_c^2 + \sigma_{eq}^{n-1} \right] \cdot \Delta t \quad (18)$$

$$\Delta \bar{\epsilon}^{sw} = A \sigma_{eq}^{n-1} \cdot b \cdot (-p) \cdot \Delta t \quad (19)$$

$$\frac{\partial \Delta \bar{\epsilon}^{sw}}{\partial p} = Ab \left[ (n-1) \sigma_{eq}^{n-3} \cdot b \cdot (-p^2) - \sigma_{eq}^{n-1} \right] \cdot \Delta t \quad (20)$$

$$\frac{\partial \Delta \bar{\epsilon}^{sw}}{\partial \sigma_c} = A(n-1) \sigma_{eq}^{n-3} \cdot a \cdot b \cdot (-p) \cdot \sigma_c \cdot \Delta t \quad (21)$$

### 3.2 분말 성형체의 크리프 성질

크리프 모델에 따른 재료의 변형 및 치밀화 정도를 평가하기 위하여 잘 알려진 금속 재료인 Ti-6Al-4V,<sup>(2)</sup> 스테인리스강 316L<sup>(13,14)</sup> 및 D7 공구강<sup>(15)</sup>의 크리프 물성치를 이용하였다. Table 2는 유한요소해석에 사용된 크리프 재료 상수 및 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 사용된 밀도함수의 형태를 나타낸다.

## 4. 결과 및 고찰

본 논문에서는 Power-law 크리프 구성모델을 ABAQUS의 사용자 서브루틴인 CREEP에 적용하여 수치적분하였으며 단위격자 모델에 정수압 하중과 일축하중을 가하여 유한요소해석을 수행하였다.<sup>(16)</sup>

### 4.1 크리프 치밀화 모델의 비교

#### 4.1.1 Ti-6Al-4V

Fig. 1(a), (b) 및 (c)는 각각 750°C, 850°C 및 950°C에서 100 MPa의 정수압 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 티타늄 합금의 크

리프 치밀화 곡선을 나타낸다. 여기서 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 해석치는 실험치에 의한 곡선접합으로 유도된 밀도함수를 사용하기 때문에 실험치와 거의 동일하다고 가정할 수 있다. 정수압 하중조건 하에서 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 경우가 치밀화 경향이 가장 높게 나타났으며 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 경우가 치밀화 정도가 가장 낮게 나타났다. 또한, 정수압 성분의 밀도함수 b가 같은 Duva 등<sup>(6)</sup>의 모델과 McMeeking 모델<sup>(8)</sup>의 경우는 밀도함수 a의 형태가 다르더라도 치밀화 경향이 일치되게 나타났다. 이러한 경향은 온도가 증가하더라도 큰 변화가 없었다.

Fig. 2(a), (b) 및 (c)는 각각 750°C, 850°C 및 950°C에서 100 MPa의 일축하중 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 티타늄 합금의 크리프 치밀화 곡선을 나타낸다. 일축하중 조건에서도 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 경우가 치밀화 경향이 가장 높게 나타났으며 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 경우는 치밀화 정도가 가장 낮게 나타났다. 또한, 동일한 밀도함수 a로 표현되는 Cocks 모델,<sup>(7)</sup> Duva 등의 모델<sup>(6)</sup> 및 Ponte 모델<sup>(9)</sup>의 결과는 일축하중 조건에서도 정수압 성형에서의 치밀화 경향과 크게 차이가 없었다. 따라서, 재료내부의 상대밀도 증가는 정수압 성형에 의한 체적 변형을 성분에 의해 크게 영향을 받으며 등가 정수응력에 의한 밀도함수 b의 영향이 밀도함수 a보다 크게 나타났다. 한편, 이론적 모델에 의한 결과는 실험치와 일치되는 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 결과와 차이가 크기 때문에 금속분말 성형체의 말기 치밀화 공정 해석시 이론적 모델을 이용한다면 상대적으로 실험치와 큰 오차를 발생시킬 수 있다.

#### 4.1.2 스테인리스강 316L

Fig. 3(a) 및 (b)는 각각 700°C 및 1125°C에서 100 MPa의 정수압 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 스테인리스강의 크리프 치밀화 곡선을 나타낸다. 정수압 하중조건 하에서 스테인리스강의 경우에는 Duva 등의 모델<sup>(6)</sup>과

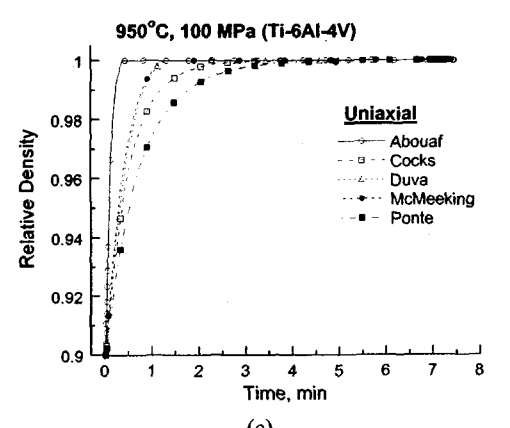
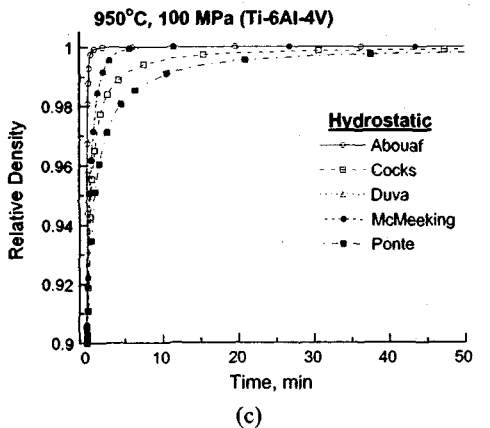
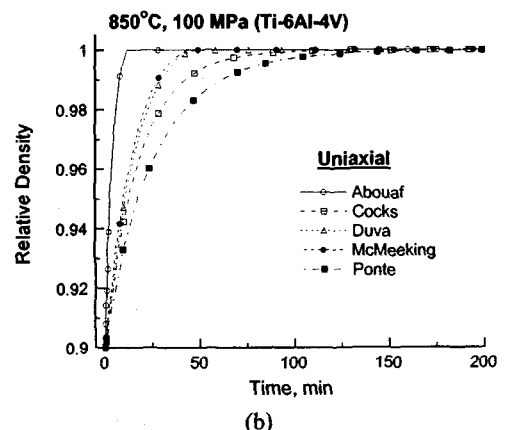
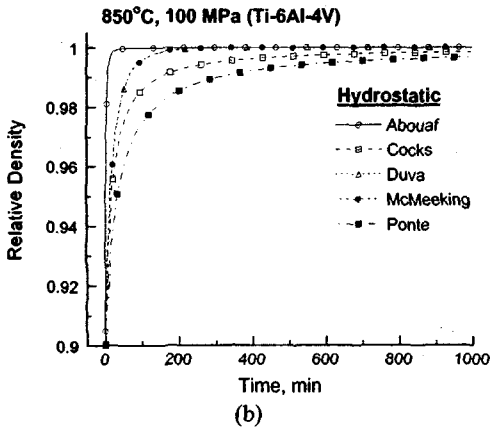
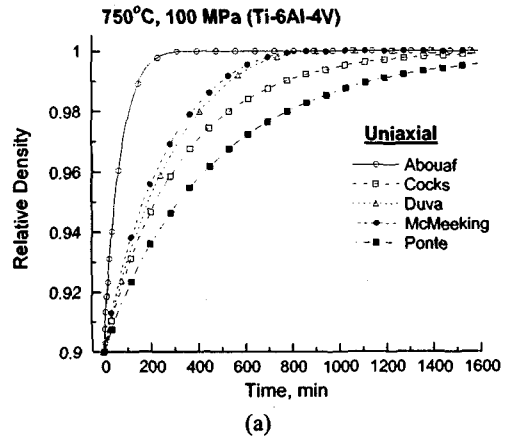
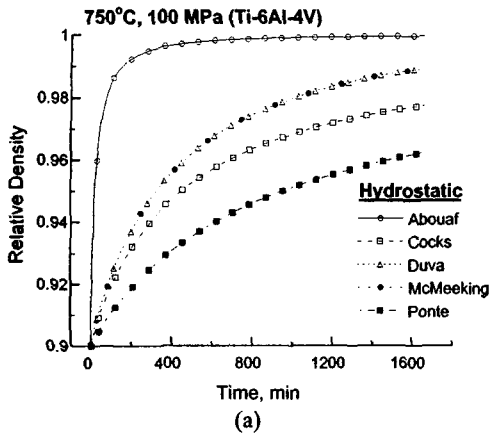
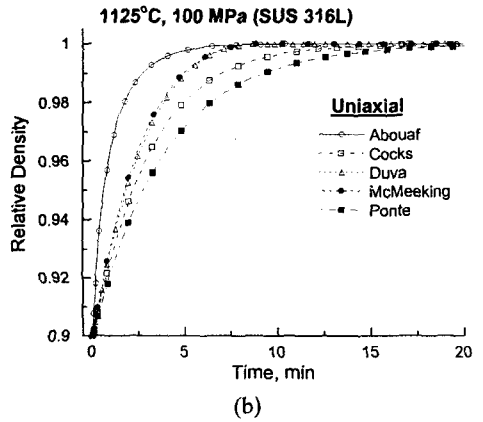
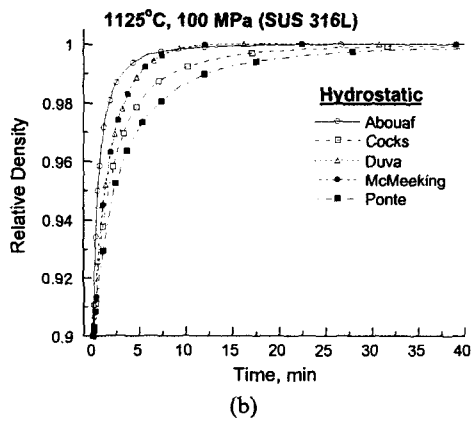
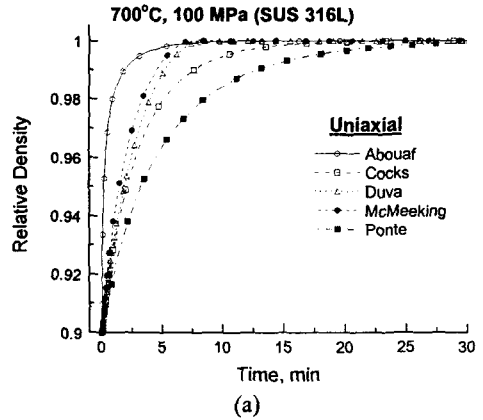
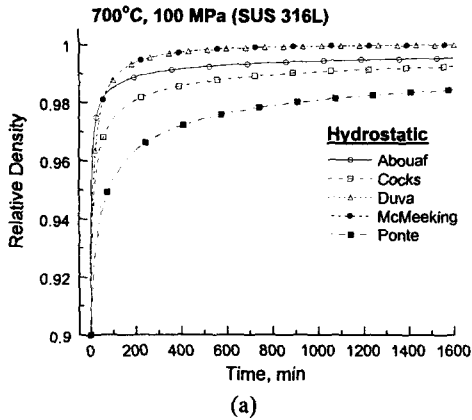


Fig. 1 Densification curve by various power-law creep models of Ti-6Al-4V at (a) 750°C, (b) 850°C and (c) 950°C under hydrostatic pressure of 100 MPa

Fig. 2 Densification curve by various power-law creep models of Ti-6Al-4V at (a) 750°C, (b) 850°C and (c) 950°C under uniaxial stress of 100 MPa

McMeeking 모델<sup>(8)</sup>에 의한 경우가 치밀화 경향이 가장 높게 나타났으며 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 경우가 치밀화 정도가 가장 낮게 나타났다.

Fig. 4(a) 및 (b)는 각각 700°C 및 1125°C에서 100 MPa의 일축하중 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 스테인리스강의 크리프



**Fig. 3** Densification curve by various power-law creep models of stainless 316L at (a) 700°C and (b) 1125°C under hydrostatic pressure of 100 MPa

**Fig. 4** Densification curve by various power-law creep models of stainless 316L at (a) 700°C and (b) 1125°C under uniaxial stress of 100 MPa

치밀화 곡선을 나타낸다. 일축하중 조건에서는 정수압 성형과는 다르게 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 경우가 치밀화 경향이 가장 높게 나타났다. 그러나, 여기서도 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 경우가 치밀화 되는 경향이 가장 낮게 나타났다. 스테인리스강의 결과에서도 이론적 모델에 의한 해석치는 실험적 모델인 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup> 결과와 차이가 크게 나타났다.

4.1.3 D7 공구강

Fig. 5(a) 및 (b)는 각각 900°C 및 1000°C에서 30 MPa의 정수압 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 D7 공구강의 크리프 치밀화 곡선을 나타낸다. 전체적으로 스테인리스강에서의 치밀화 경향과 일치되게 나타났다.

Fig. 6(a) 및 (b)는 각각 900°C 및 1000°C에서 30 MPa의 일축하중 조건으로 다양한 말기 치밀화 모델을 이용하여 유한요소해석한 D7 공구강의 크리프 치밀화 곡선을 나타낸다. 일축하중 조건에서는 Abouaf

등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 경우가 치밀화 경향이 가장 높게 나타났다.

Figs. 1~6 으로부터 Power-law 크리프 치밀화 경향은 밀도함수 a 및 b의 형태 차이로 인해 해석 결과에 많은 영향을 미치며 특히 밀도함수 a의 영향은 매우 크게 나타났다. 따라서, 정확한 크리프 해석은 분말 성형체의 특성을 고려한 밀도함수를 얻을 수 있어야 가능하다.<sup>(2,10)</sup> Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>은 실험치를 비교적 잘 예측하지만 열간 등가압 소결 등의 실험치로부터 밀도함수를 구하기 때문에 다공질 소재의 재료적 특성, 분말의 종류와 크기 등에 크게 의존하여 형태를 달리하며 그 적용에 한계가 있다.<sup>(2,10)</sup>

4.2 크리프 치밀화 모델의 고찰

크리프 모델의 비교를 위해서는 밀도함수 a 및 b의 변화와 동일한 상대밀도에서의 등가 응력곡선 (equivalent stress surface)을 조사하는 것이 유용하다.

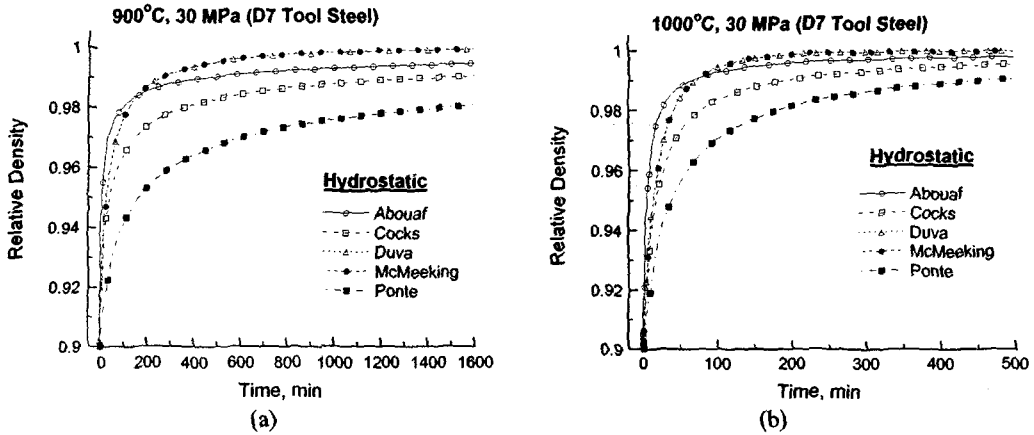


Fig. 5 Densification curve by various power-law creep models of D7 tool steel at (a) 900 °C and (b) 1000 °C under hydrostatic pressure of 100 MPa

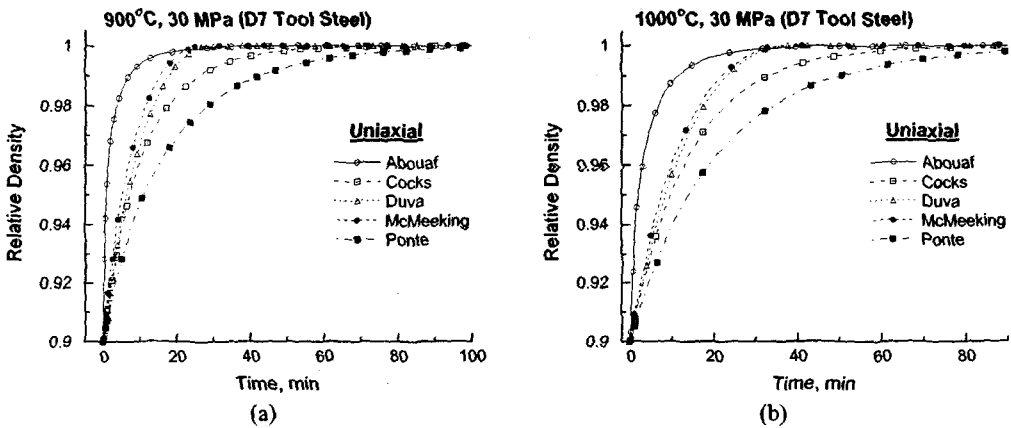


Fig. 6 Densification curve by various power-law creep models of D7 tool steel at (a) 900 °C and (b) 1000 °C under uniaxial stress of 30 MPa

이러한 방법은 재료에 따른 크리프 포텐셜의 크기를 간접적으로 평가할 수 있으며 모델에 대한 치밀화 경향을 예측하게 한다.

4.2.1 Ti-6Al-4V

Fig. 7 은 950°C 에서 Ti-6Al-4V 의 크리프 성질을 이용하여 상대 밀도의 증가에 따른 다양한 말기 치밀화 모델의 등가 응력곡선의 변화를 나타낸다. 밀도의 치밀화가 진행됨에 따라 등가 응력곡선은 점차 곡선 밖으로 확대되며 정수응력축 방향으로 그 정도가 크게 나타났다. 따라서 Fig. 1 의 결과에서 정수응력에 의한 분말 성형체의 치밀화 경향의 차이가 크게 나타났다.

Fig. 8(a) 및 (b)는 각각 Ti-6Al-4V 에서 다양한 말기 치밀화 모델의 밀도함수 a 와 b 의 비교를 나타낸다. Fig. 8(a)의 밀도함수 a 는 모델에 따라 큰 차이가 없지

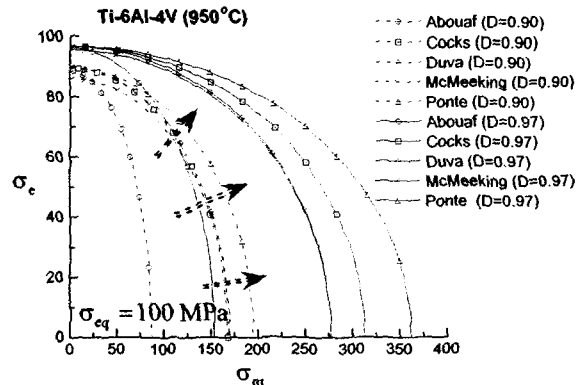


Fig. 7 Equivalent stress surface of various power-law creep densification models for Ti-6Al-4V materials at 950 °C

만 Fig. 8(b)의 밀도함수 b 에서는 모델에 따른 차이가

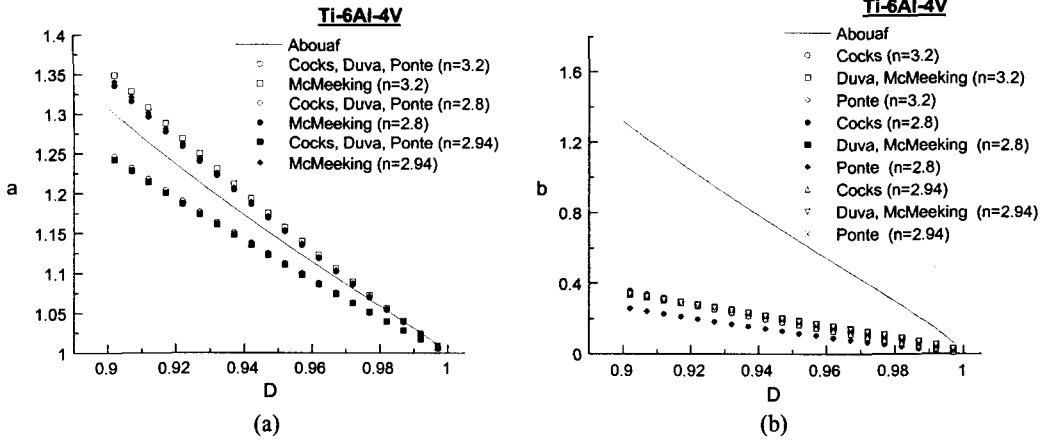


Fig. 8 Density function (a) a and (b) b of various power-law creep densification models for Ti-6Al-4V materials

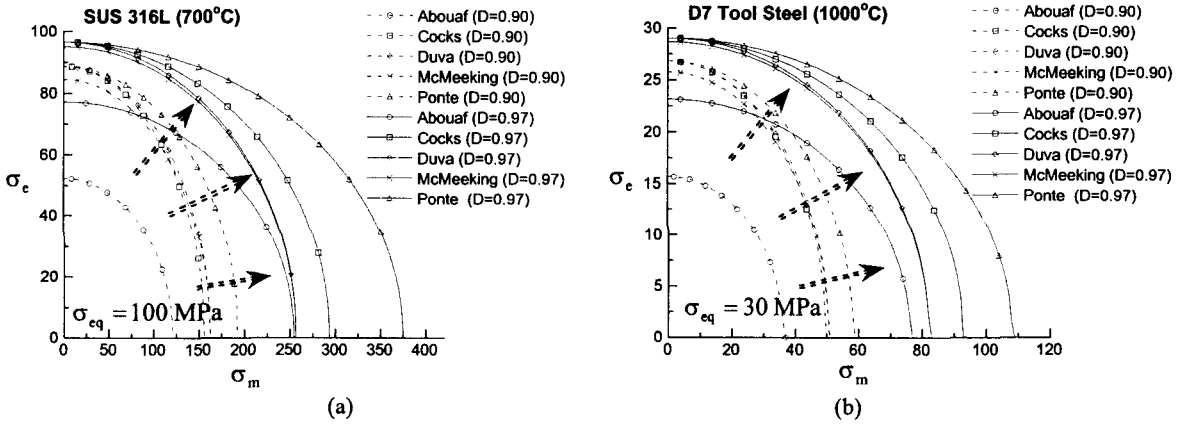


Fig. 9 Equivalent stress surface of various power-law creep densification models for D7 tool steel materials

상대적으로 크고 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>의 경우에는 가장 높게 나타났다. 따라서, Fig. 7의 등가 응력곡선의 변화가 유효응력축 방향으로의 차이가 거의 없고 정수응력축 방향으로는 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 값이 가장 작게 나타났다. 이러한 밀도함수 a와 b의 형태는 크리프 재료의 말기 치밀화에 따른 강도 및 크리프 포텐셜의 변화에 크게 영향을 주었다.

4.2.2 스테인리스강 316L과 D7 공구강

Fig. 9(a) 및 (b)은 각각 700°C와 1000°C에서 스테인리스강 및 공구강의 크리프 성질을 이용하여 상대 밀도의 증가에 따른 다양한 말기 치밀화 모델의 등가 응력곡선의 변화를 나타낸다. 상대밀도의 치밀화가 진행됨에 따라 등가 응력곡선의 확대정도가 정수 응력 및 유효응력의 축방향을 중심으로 크게 나타났다.

Fig. 10(a) 및 (b)는 각각 스테인리스강에서 다양한 말기 치밀화 모델의 밀도함수 a와 b의 비교를 나타낸다. 크리프 치밀화 모델에 따라 밀도함수 a와 b가

큰 차이를 보이며 특히 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>의 경우에는 매우 높게 나타났다. 이는 모델에 따른 Fig. 9(a)의 등가 응력곡선에 영향을 주어 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>의 경우에는 가장 낮게 나타났다.

Fig. 11(a) 및 (b)는 각각 D7 공구강에서 다양한 말기 치밀화 모델의 밀도함수 a와 b의 비교를 나타낸다. D7 공구강의 경우는 스테인리스강의 경우와 같은 경향을 보이며 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 경우는 밀도함수 값이 가장 작아서 Fig. 9(b)의 Ponte 모델<sup>(9)</sup>에 의한 응력곡선이 가장 외각부분에 나타났다.

Fig. 7~11의 결과로부터 밀도함수 a와 b는 크리프 치밀화에 매우 중요한 함수이기 때문에 분말재료 등의 다공질 재료의 치밀화를 정확히 해석하기 위해서는 분말 및 다공질 재료에 따른 크리프 특성의 정확한 평가가 요구된다.<sup>(17)</sup> 이를 위해서는 분말 입자크기, 분말성분 및 기공형상 등의 다양한 물리적, 화학적 변화를 치밀화 모델에 도입하는 것이 요구되며 이는 많은 실험적 결과를 바탕으로 이루어져야 할 것이다.



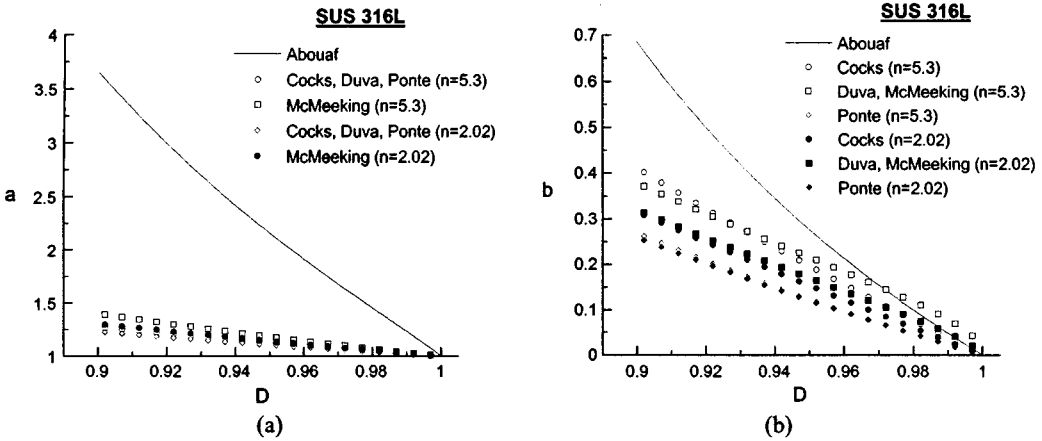


Fig. 10 Density function (a) a and (b) b of various power-law creep densification models for stainless 316L materials

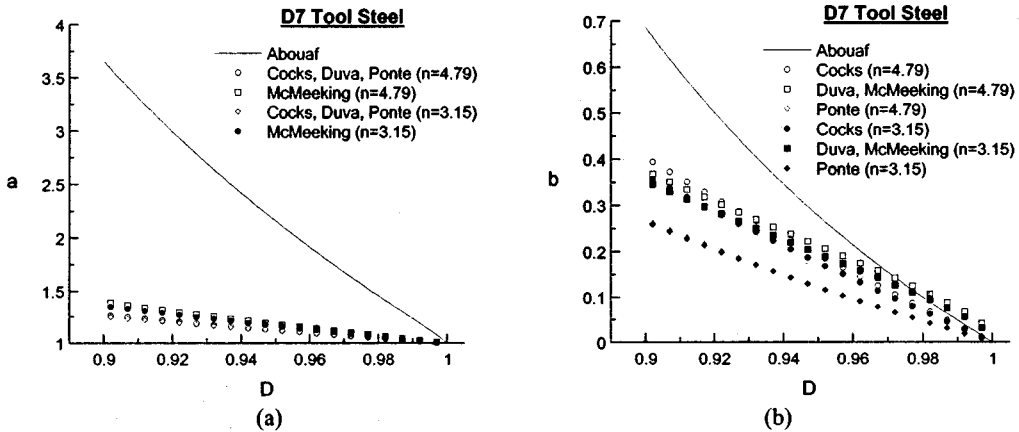


Fig. 11 Density function (a) a and (b) b of various power-law creep densification models for D7 tool steel materials

5. 결론

본 논문에서는 실제 다공질 재료의 크리프 성질을 다양한 말기 크리프 치밀화 모델에 적용하여 유한요소 해석을 수행하였다. 유한요소해석에 의한 온도, 재료에 따른 치밀화 및 등가 응력곡선 등을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 다양한 말기 치밀화 크리프 모델은 밀도함수 a 및 b의 차이에 의해 구분되며 이는 각각 편차응력 및 정수응력에 대한 치밀화 정도를 나타낸다.
- (2) 이론적 크리프 치밀화 모델에 의한 해석치는 실험적 모델인 Abouaf 등의 모델<sup>(5)</sup>에 의한 결과와 차이가 크기 때문에 이론적 모델을 이용한 크리프 해석은 실험치와 다소 큰 오차를 보일 수 있다.
- (3) 밀도함수 a와 b는 크리프 치밀화에 매우 중요

한 함수이기 때문에 다공질 재료의 치밀화를 정확히 해석하기 위해서는 분말 및 다공질 재료에 따른 밀도 함수의 크리프 특성에 대한 정확한 평가가 요구된다.

참고문헌

- (1) Helle, A. S., Eastering, K. E. and Ashby, M. F., 1985, "Hot Isostatic Pressing Diagrams: New Developments," *Acta Metall.*, Vol. 33, No. 12, pp. 2163~2174.
- (2) Yang, H. C. and Kim, K. T., 2000, "Densification Behavior of Ti-6Al-4V Powder Compacts by Hot Isostatic Pressing," *Transactions of the KSME A*, Vol. 24, No. 2, pp. 394~402.
- (3) Kwon, Y. S. and Kim, K. T., 1996, "Densification Forming of Alumina Powder-Effects of Power Law Creep and Friction," *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 118, pp. 471~477.

- (4) Wilkinson, D. S. and Ashby, M. F., 1975, "Pressure Sintering by Powder Creep," *Acta Metall.*, Vol. 23, pp. 1277~1285.
- (5) Abouaf, M., 1988, "Finite Element Simulation of Hot Isostatic Pressing of Metal Powders," *Int. J. Num. Method. Eng.*, Vol. 25, pp. 191~212.
- (6) Duva, J. M. and Crow, P. D., 1992, "The Densification of Powder by Power-Law Creep During Hot Isostatic Pressing," *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, No. 1, pp. 31~35.
- (7) Cocks, A. C. F., 1989, "Inelastic Deformation of Porous Materials," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 6, pp. 693~715.
- (8) Sofronis, P. and McMeeking, R. M., 1992, "Creep of Power-Law Material Containing Spherical Voids," *J. Applied Mech.*, Vol. 59, pp. S88~S95.
- (9) Ponte Castaneda, P., 1991, "The Effective Mechanical Properties of Nonlinear Isostatic Composites," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 39, No. 1, pp. 45~71.
- (10) Liu, Y. M., Wadley, H. N. G. and Duva, J. M., 1994, "Densification of Porous Materials by Power-Law Creep," *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, No. 7, pp. 2247~2260.
- (11) Govindarajan, R. M. and Aravas, N., 1994, "Deformation Processing of Metal Powders: Part II-Hot Isostatic Pressing," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 36, No. 4, pp. 359~372.
- (12) Sanchez, E., Ouedraogo, E., Stutz, P. and Dellis, C., 1997, "Numerical Simulation of Metal Powder Forming by Hot Isostatic Pressing," *Int. Workshop on Modelling of Metal Powder Forming Process*, Grenoble, France, 21-23 July, pp. 295~304.
- (13) Bouaziz, O., Dellis, C. and Stutz, P., 1997, "Creation of a Material Data File for Modelling Hiping of an Austenitic Stainless Steel," *Int. Workshop on Modelling of Metal Powder Forming Process*, Grenoble, France, 21-23 July, pp. 295~304.
- (14) Kim, K. T. and Jeon, Y. C., 1998, "Densification Behavior of 316L Stainless Steel Powder Under High Temperature," *Mat. Sci. Eng. A*, Vol. A245, pp. 64~71.
- (15) Kim, K. T. and Jeon, Y. C., 1998, "Densification Behavior and Grain Growth of Tool Steel Powder under High Temperature," *Acta Mater.*, Vol. 46, No. 16, pp. 5745~5754.
- (16) ABAQUS User's I, II and III Manual, 2001, Ver. 6.2, H.D. Hibbitt, I. Karlsson and E.P. Sorenson, USA.
- (17) Cocks, A. C. F., 1994, "The Structure of Constitutive Laws for the Sintering of Fine Grained Materials," *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, No. 7, pp. 2191~2210.