

알루미나 분말 성형체의 고온 치밀화 성형 공정 해석을 위한 모델

권 영삼, 김 기태

포항공과대학교 기계공학과

Model for High Temperature Densification Processing of Alumina Powder Compacts

Young-Sam Kwon and Ki-Tae Kim

Department of Mechanical Engineering
Pohang University of Science and Technology

Abstract

A constitutive model was proposed to analyze creep densification and grain growth of alumina powder compacts during high temperature processing. Theoretical results from the constitutive model were compared with various experimental data of alumina powder compacts in the literature including pressureless sintering, sinter forging and hot pressing. The proposed constitutive equations were implemented into finite element analysis program (ABAQUS) to simulate densification for more complicated geometry and loading conditions. High temperature forming processing of alumina compact with complicated shape was simulated.

1. 서 론

고온 세라믹 제조 공정 및 세라믹 부품 성형공정을 해석하기 위해서는 일반 3차원 하중하의 다공질 분말 성형체의 치밀화를 예측 할 수 있는 구성모델이 필요하다. 구성 모델은 고온 치밀화 변형하에서 세라믹의 크리프 변형률 속도와 결정립 성장 속도를 적절히 예측할 수 있어야 하며 이와 같은 구성이론은 Ashby 와 그의 공동 연구자들^{1,2)}, Du 와 Cocks³⁾ 및 McMeeking 과 Kuhn⁴⁾ 등에 의하여 계속 개발되고있다.

세라믹의 고온 성형을 위해서는 상압소결 (pressureless sintering), 가압소결 (hot pressing), 일축 압축소결 (sinter forging) 및 열간 등가압 소결 (hot isostatic pressing) 등이 주로 이용된다⁵⁾. 제안된 구성모델이 여러 고온 세라믹 성형공정에 적절히 적용되기 위해서는 다양한 하중 및 온도 조건에서의 실험치와 비교검토를 통하여 구성모델의 신뢰성이 확인되어야 한다. 세라믹 분말 성형체의 고온 성형과정에서 가장 중요한 변수는 상대밀도와 결정립 크기이다. 잔류기공과 결정립 크기는 제조된 세라믹 부품의 기계적 특성에 큰 영향을 미치므로⁶⁾ 잔류기공과 결정립 크기를 최대한 억제될 수 있도록 조절하여야 한다.

Besson 과 Abouaf⁷⁾는 유한요소법을 이용하여 열간 등가압하에서 원추 및 원통형상을 갖는 알루미나 부품의 성형공정을 해석하여 최종 부품의 형상 및 부품 내부의 응력 상태를 조사하였다. 이와 같이 제안된 구성모델을 유한요소법에 적용하면 복잡한 형상, 다양한 온도조건 및 하중조건하에서도 고온 세라믹 성형 공정을 해석할 수 있으므로 실제 제조공정 개발에 매우 유용하게 사용될 수 있다. 특히, 일축 압축소결이나 가압소결시 금형과 성형체 혹은 압판과 성형체 사이의 접촉 마찰에 의하여 성형중 성형체에 균일한 압력이 가해지지 않으므로⁸⁾ 성형체는 불균일한 잔류 기공을 갖게 되며 이러한 경우 유한요소해석으로 성형체 내부에 작용하는 응력분포, 밀도분포 및 결정립 분포등을 예측할 수 있으므로 매우 효과적이다.

본 연구에서는 새로이 제안된 구성모델을 사용하여 문헌상의 알루미늄 분말 성형체의 상압소결 (pressureless sintering)⁹⁾, 일축 압축소결 (sinter forging)¹⁰⁾ 및 가압소결 (hot pressing)¹¹⁾의 실험치를 해석하였다. 또한, 제안된 구성 모델과 새로 구해진 재료상수들을 유한요소법에 적용하여 일축 압축소결과 가압소결시 금형과 성형체 사이에 작용하는 마찰이 성형체 내부의 상대밀도 분포와 응력 분포에 미치는 영향을 조사하였으며 임의 형상의 금형에 의한 고온 알루미늄 부품 성형공정을 수치모사하였다.

2. 이론적 해석

2.1 크리프 변형률 속도

세라믹의 변형 거동을 해석하기 위해서는 일반 3차원 하중하에서의 크리프 변형률 속도 및 결정립 성장 속도가 적절히 정의되어야 한다. 세라믹 분말 성형체의 소결 치밀화 거동은 치밀화 기구가 달라짐에 따라 상대밀도 0.9이하의 초기단계와 상대밀도 0.9이상의 말기단계로 구분하여 고려할 수 있다^{2,3)}. 일반적으로 분말 성형체의 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 는 다음과 같이 표현된다⁴⁾.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}'}{2\mu_p} + \frac{1}{3\kappa_p}(\sigma_m - \sigma_s)\delta_{ij} \quad (1)$$

여기서 σ_{ij}' 과 σ_m 은 각각 가해진 응력의 편차성분과 정수성분을 나타내며 μ_p 와 κ_p 는 분말 성형체의 상당 전단 점성계수와 상당 체적 점성계수를 나타낸다. 또한 δ_{ij} 는 크로네커 델타 (Kronecker delta)이며 σ_s 는 상압 소결시의 소결 구동력인 소결 포텐셜 (sintering potential)을 나타낸다. 식(1)에서 분말 성형체의 상당 전단 점성계수 μ_p 와 상당 체적 점성계수 κ_p 는 상대밀도의 함수이며 이 계수들은 다음과 같이 구할 수 있다.

Helle 등¹⁾은 확산 크리프하의 등가압 하중조건에서 다음과 같이 소결 치밀화 초기 단계에서의 치밀화 속도 $\dot{\rho}$ 를 구하였다.

$$\dot{\rho} = \frac{-43(1-\rho_o)^2 D_{eff}^{(a)}\Omega}{(\rho-\rho_o)^2 kTR^3}(\sigma_m - \sigma_s), \quad (2)$$

$$D_{eff}^{(a)} = \delta D_b + R(\rho - \rho_o)D_v$$

여기서 ρ_o , $D_{eff}^{(a)}$, Ω , k , R 및 T 는 각각 초기 상대밀도, 초기 단계에서의 유효 확산계수, 원자 체적, 볼츠만 상수, 입자의 반경 및 절대 온도를 나타낸다. 또한 δ , D_b 및 D_v 는 각각 입계의 두께, 입계 확산계수 및 체적 확산계수를 나타낸다.

치밀화 속도 $\dot{\rho}$ 와 체적 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_{kk}$ 의 관계 ($\dot{\rho} = -\rho\dot{\epsilon}_{kk}$)와 식(2)를 이용하면 다음과 같이 κ_p 를 구할 수 있다.

$$\kappa_p = \frac{\rho(\rho-\rho_o)^2 kTR^3}{43(1-\rho_o)^2 D_{eff}^{(a)}\Omega} \quad (3)$$

Rahaman 등¹²⁾은 입계확산이 주된 변형기구인 경우 다음과 같이 유효 변형률 속도를 나타내었다.

$$\dot{\epsilon}_e = \frac{C'D_{eff}\Omega\sigma_e\phi}{kTR^3} \quad (4)$$

여기서 C' 와 σ_e 는 재료상수와 유효응력을 나타내며 D_{eff} 은 유효 확산계수이다. 또한, ϕ 는 응력 집중 계수로서 초기 단계와 말기단계에서 각각 다음과 같이 나타낼 수 있다^{1,13)}.

$$\phi = \frac{(1-\rho_o)}{\rho^2(\rho-\rho_o)}, \quad \phi = \frac{1}{\rho} \quad (5)$$

유효 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_e$ 와 상당 전단 점성계수 μ_p 의 관계 ($\dot{\epsilon}_e = \sigma_e/3\mu_p$)와 식(4), (5)₁로부터 다음과 같이 μ_p 를 구할 수 있다.

$$\mu_p = \frac{\rho^2(\rho - \rho_o) kTR^3}{3C_1(1 - \rho_o) D_{eff}^{(a)}\Omega} \quad (6)$$

따라서 식 (3)과 (6)을 식(1)에 대입하면 상대밀도 0.9이하의 초기단계에서 크리프 변형률 속도식은 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{(1 - \rho_o) D_{eff}^{(a)}\Omega}{\rho(\rho - \rho_o) kTR^3} \left\{ \frac{3C_1}{2\rho} \sigma'_{ij} + C_2 \frac{(1 - \rho_o)}{(\rho - \rho_o)} (\sigma_m - \sigma_s) \delta_{ij} \right\} \quad (7)$$

여기서 C_1 과 C_2 는 실험치로부터 결정되는 재료상수이다.

소결 치밀화의 말기단계에서 Helle 등¹⁾은 다음과 같이 치밀화 속도 $\dot{\rho}$ 를 표현하였다.

$$\dot{\rho} = -270(1 - \rho)^{1/2} \frac{D_{eff}^{(b)}\Omega}{kTR^3} (\sigma_m - \sigma_s), \quad (8)$$

$$D_{eff}^{(b)} = \delta D_b + R \left(\frac{1 - \rho}{6\rho} \right)^{1/3} D_v$$

여기서 $D_{eff}^{(b)}$ 는 상대밀도 0.9이상에서의 유효 확산계수이다. 따라서 식(8)을 이용하면 κ_p 는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\kappa_p = \frac{\rho}{270(1 - \rho)^{1/2}} \frac{kTR^3}{D_{eff}^{(b)}\Omega} \quad (9)$$

또한, 식(4), (5)₂로부터 다음과 같이 말기단계에서의 μ_p 를 구할 수 있다.

$$\mu_p = \frac{\rho}{3C_3} \frac{kTR^3}{D_{eff}^{(b)}\Omega} \quad (10)$$

따라서 상대밀도 0.9 이상의 말기 단계에서는 크리프 변형률 속도식을 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{\rho} \frac{D_{eff}^{(b)}\Omega}{kTR^3} \left\{ \frac{3C_3}{2} \sigma'_{ij} + C_4(1 - \rho)^{1/2} (\sigma_m - \sigma_s) \delta_{ij} \right\} \quad (11)$$

여기서 C_3 과 C_4 는 실험치로부터 결정되는 재료상수이다.

식(7)과 (11)에서 재료상수들인 C_1 , C_2 , C_3 및 C_4 는 각각 실험치로부터 결정될 수 있으나 결정되어야 할 계수의 수를 줄이기 위하여 각 치밀화 단계에서의 연속조건을 사용하여 C_1 과 C_2 를 각각 C_3 와 C_4 의 항으로 구하였다. 즉, 상당 전단 점성계수가 상대 밀도 $\rho = 0.9$ 에서 같아야 하는 조건으로부터 C_1 을 다음과 같이 C_3 의 항으로 나타낼 수 있다.

$$C_1 = \frac{0.9(0.9 - \rho_o)C_3}{(1 - \rho_o)} \quad (12)$$

또한, 식(7)의 두번째항에 포함된 C_2 는 C_1 과 유사하게 각 치밀화 단계에서의 상당 체적 점성계수가 상대 밀도 $\rho = 0.9$ 에서 같아야 하는 조건으로부터 다음과 같이 C_4 의 항으로 나타낼 수 있다.

$$C_2 = \frac{(0.1)^{1/2}(0.9-\rho_o)^2 C_4}{(1-\rho_o)^2} \quad (13)$$

따라서 식(11)의 크리프 변형률 속도식에서 C_3 와 C_4 를 구하면 식(12)와 (13)으로 부터 C_1 과 C_2 를 계산할 수 있다.

2.2 결정립 성장 속도

Besson 과 Abouaf¹⁴⁾ 및 Rahaman 등¹²⁾은 각각 알루미늄의 열간 등가압 소결과 산화카드뮴(CdO)의 일축 압축 소결중 결정립 성장에 대한 상대밀도의 영향은 거의 없음을 관찰하였으며 상압소결시 결정립 성장은 다음의 결정립 성장 속도식으로 적절히 표현할 수 있었다.

$$\dot{G}_s = \frac{k}{G^m} \quad (14)$$

여기서 \dot{G}_s 와 G 는 각각 상압소결에서의 결정립 성장속도와 결정립의 크기를 나타낸다. 또한, m 은 재료상수이며 k 는 온도만의 함수로서 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$k = k_0 \exp(k'T) \quad (15)$$

여기서 k_0 와 k' 은 실험치로 부터 결정되는 재료상수이다.

Venkatachari 와 Raj^{10,15)}는 초기 성형 밀도가 0.42인 알루미늄 분말 성형체와 초기 상대밀도가 0.995 이상인 알루미늄 소결체 각각에 대하여 다양한 하중하의 일축 압축 소결(sinter forging)의 실험치로부터 결정립 성장이 시간뿐만 아니라 변형률 속도에 의존함을 보였다. 또한, Wilkinson 과 Cáceres¹⁶⁾은 크리프 변형중 결정립의 미끄러짐(sliding)으로 인한 결정립 성장 모델을 제안하였다. 결정립의 미끄러짐은 입계의 교차점(triple junctions)에서의 변형을 야기시키며 이러한 변형에너지는 결정립의 이동에 의하여 완화되므로 결정립의 이동이 결정립 성장을 향상시키며 큰 변형 속도를 갖지 않는 경우 이 모델로 부터 다음과 같은 결정립 성장 속도식을 유도할 수 있다.¹⁶⁾

$$\dot{G} = \dot{G}_s + aG\dot{\epsilon}_e \quad (16)$$

여기서 a 는 결정립 크기 분포에 의존하는 상수이며 $\dot{\epsilon}_e$ 는 유효변형률 속도를 나타낸다.

본 연구에서는 Wilkinson 과 Cáceres¹⁶⁾가 제안한 식(16)과 유사하지만 유효 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_e$ 를 보다 일반적인 형태로 나타낸 다음과 같은 결정립 성장 속도식을 제안하였다.

$$\dot{G} = \dot{G}_s + k_1 G (\dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij})^{1/2} \quad (17)$$

여기서 k_1 은 온도에만 의존하는 양의 상수값이다. 또한, 기공이 없는 재료의 유효 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_e$ 는, 비압축성이므로 일반적으로 편차 변형률 속도 성분 γ_{ij} 만의 항으로 표현되나 $(= (2/3 \gamma_{ij} \gamma_{ij})^{1/2})$ 기공이 있는 압축성 재료에 대한 유효 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_e$ 는 정수압 변형률 속도 성분과 편차 변형률 속도 성분이 모두 포함된 식(17) 우변의 둘째항과 같이 $k_1 (\dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij})^{1/2}$ 로 나타내는것이 타당하다.

3. 실험치와의 비교 검토

알루미늄 분말성형체의 고온 변형을 해석하기 위하여 제안된 구성 방정식들인 식(7), (11), (14) 및 (17)를 이용할때 우선적으로 구성 방정식들에 포함된 여러 재료상수들을 고려하여야 한다. 식(7)과 식(11)의 크리프 변형률 속도식에 포함된 재료상수들중 상대밀도에 따른 유효 확산 계수들인 $D_{eff}^{(a)}$ 과 $D_{eff}^{(b)}$ 는 Helle 등¹⁾의 값을 사용하였다(참고문헌¹⁾의 Table 1 참조).

그외의 재료상수들중 정수압 반응에 포함된 상수들 C_4 , k_0 및 k' 는 구성방정식을 Coble⁹⁾이 구한 1470°C~1675°C의 온도 범위에서의 상압 소결(pressureless sintering)의 실험치와 비교하여 구하였다. 또한, 편차응력의 반응에 포함된 상수들 C_3 와 k_1 은 이미 구한

C_4 , k_0 및 k' 과 구성방정식을 Venkatachari와 Raj¹⁰⁾가 구한 1500°C에서의 일축 압축 소결 (sinter forging)의 실험치와 비교하여 구하였으며 이와 같이 결정된 재료상수들을 이용한 이론치를 Son 등¹¹⁾이 1550°C에서 구한 가압 소결 (hot pressing)의 실험치와 비교 검토 하였다.

한편, 일축 압축소결과 가압소결중 성형체는 압박 또는 금형과 마찰 접촉을 하게되며 이와 같은 마찰의 영향을 고려하기 위하여, 본 연구에서는 구성 방정식들인 식(7), (11) 및 (19)를 유한요소해석 프로그램인 ABAQUS¹⁷⁾를 사용하여 알루미늄 분말 성형체의 일축압축 소결과 가압 소결을 해석하였다.

3.1 상압 소결 (pressureless sintering)

Coble⁹⁾은 평균 입자 크기가 0.3 μ m인 알루미늄 분말 (Linde A-5175)로 성형된 압축 시편을 다양한 온도에서 상압 소결하여 시간에 따른 축변형률, 상대밀도 및 결정립 크기등을 측정하였다. 사용된 압축 시편의 초기 성형 상대밀도 (green relative density)는 각각 0.47과 0.41이다. 본 연구에서는 초기 상대밀도의 값으로 실제실험⁹⁾에서 구한 성형체의 초기 성형 상대밀도를 사용하였다.

식(14)과 (15)에 포함된 재료상수들인 m , k_0 및 k' 은 다양한 온도에서의 상압 소결시 시간에 따른 결정립 성장의 실험치⁹⁾와 계산치의 비교에 의하여 결정하였다. 여기서 $m = 1.5$, $k_0 = 2.48 \times 10^{-31}$ (m^{25}/sec), $k' = 0.0158$ (K^{-1})을 구하였다.

Fig. 1은 1480°C에서 상압 소결시 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치들⁹⁾ (실선)과 이상에서 구한 재료상수들을 이용하여 식(7), (11) 및 (14)로부터 구한 계산치 (점선)들을 각각 나타낸다. 여기서 실선의 실험치는 초기 상대밀도 $\rho_0 = 0.47$ 인 경우이며 계산치들은 실험치와 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

3.2 일축 압축 소결 (sinter forging)

Venkatachari와 Raj¹⁰⁾는 고순도 알루미늄 분말 (Linde A, Union Carbide Corp., Indianapolis, IN)로 성형된 압축 시편을 1500°C의 온도에서 0.52~19 MPa의 다양한 일축 압축 소결 실험을 하여 시간에 따른 축변형률, 상대밀도 및 결정립 크기등을 측정하였다. 사용된 알루미늄 분말 성형체의 평균 입자 크기 $G_0 = 0.3\mu$ m이며 초기 성형 상대밀도는 0.42이다.

식(11)과 (17)에 포함된 재료상수 C_3 와 k_1 은 일축 압축 소결의 실험치¹⁰⁾와 계산치의 비교에 의하여 시행오차법으로 결정하였다. 여기서 $C_3 = 3.2$ 와 $k_1 = 0.2$ 를 구하였다. 위에서 구한 재료상수 C_3 와 초기 상대밀도 ρ_0 를 식(5)에 대입하면 $C_1 = 2.4$ 를 구할 수 있다.

Fig. 2는 1500°C에서 일축 압축소결시 초기에 가해진 압축 응력이 각각 2.72 MPa, 6.43 MPa 및 12.2 MPa인 경우 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치들¹⁰⁾ (실선)과 (7), (11) 및 (17)로부터 구한 계산치 (점선, 일점쇄선)들을 각각 나타낸다. 여기서 실선은 압박과 성형체 사이에 마찰이 없는 경우이며 일점쇄선은 마찰이 있는 경우 ($\mu = 0.3$)의 계산치들을 각각 나타낸다.

3.3 가압 소결 (hot pressing)

Son 등¹¹⁾은 평균 입자 크기가 0.4 μ m인 고순도 알루미늄 분말 (AL-160SG-1, Showa Keikinokoku Co. Ltd., Tokyo, Japan)을 사용하여 상온 반복 압축하중을 가한 경우와 상온 반복하중을 가하지 않은 상태에서 각각 1550°C의 온도에서 가압소결을 하여 치밀화와 결정립 성장을 조사하였다.

구성이론에 포함된 재료상수들중 식(17)에 포함된 재료상수인 k_1 의 값은 가압 소결의 실험치¹¹⁾와 계산치의 비교에 의하여 구할 수 있으며 구해진 값은 $k_1 = 1.5$ 이다. 또한, 가압 소결의 실험에서 상온 반복 압축하중을 가한 경우는 초기 상대밀도가 $\rho_0 = 0.52$ 이며 상온 반복하중을 가하지 않은 경우는 초기 상대밀도 $\rho_0 = 0.29$ 이다¹¹⁾.

Fig. 3은 1550°C의 온도에서 가압 소결시 금형에 가해진 압축응력이 10 MPa인 경우 시간에 따른 상대밀도 변화의 실험치¹¹⁾ (□, ○)와 앞에서 구한 재료상수들을 사용하여 유한요소법으로 구한 계산치 (실선, 점선)들을 각각 나타낸다. 여기서 실험치 (□)는 냉간 반복 압축하중을 가한 후 고온 금형 압축 크리프 실험을 수행한 경우로 초기 결정립의 크기 $G_o = 1.14\mu\text{m}$ 이며 압축하중이 가해진 직후의 상대밀도는 $\rho_i = 0.82$ 이다. 또한 실험치 (○)는 냉간 반복 하중을 가하지 않은 상태에서 고온 금형 압축 크리프 실험을 수행한 경우로 초기 결정립의 크기 $G_o = 0.68\mu\text{m}$ 이며 금형 압축하중이 가해진 직후의 상대밀도는 $\rho_i = 0.63$ 이다. 실선은 가압 소결시 금형 및 압반과 성형체 사이에 마찰이 없는 경우 ($\mu = 0$)이며 점선은 마찰이 있는 경우 ($\mu = 0.3$)의 계산치를 각각 나타낸다.

3.4 임의 형상 금형에 의한 가압소결

본 논문에서 고려하는 구성 이론과 새로 구해진 재료상수들을 이용한 계산치는 이상과 같은 여러 하중 조건에서 실험치와 비교적 잘 일치하였다. 따라서 이러한 구성 모델을 유한요소법에 적용하면 복잡한 형상의 알루미늄 부품의 고온 성형공정을 효과적으로 개발할 수 있음을 보이기 위하여 임의의 형상을 갖는 금형에 의한 알루미늄 분말 성형체의 고온 치밀화 성형 공정 수치모사를 수행하였다.

Fig. 4는 알루미늄 성형체를 가압 소결하여 부품을 제조하는 경우 시간에 따른 치밀화와 함께 형상의 변화를 나타내는 유한요소해석의 결과를 나타낸다. Fig. 4(a)는 해석에 사용된 알루미늄 성형체의 초기 유한요소 격자와 금형의 형태를 나타내며 원통형인 모델의 대칭축은 y축이며 x축은 반경 방향을 나타낸다. 해석에 사용된 유한요소 모델의 크기는 초기 높이 $h_o = 40\text{ mm}$, 직경 $d_o = 40\text{ mm}$ 이며 가압하중은 15.3 kN이다. 또한, 성형 온도는 1500°C, 금형 및 압반과 성형체 사이의 마찰계수 $\mu = 0.1$, 성형체의 초기 상대밀도는 0.64로 균일하다고 가정하였다. Fig. 4의 (b), (c) 및 (d)는 각각 가압후 4분, 38분 및 80분 경과후를 나타낸다. 그림에서 초기 상대밀도가 낮은 가압초기에 그림 (b)와 같이 금형의 형상에 따라 큰 변형이 일어나며 시간이 경과함에 따라 변형은 크게 일어나지 않고 주로 치밀화만 일어남을 알 수 있다.

이와같이 알루미늄 부품의 성형공정을 수치모사하여 각 변형 단계에서의 상대밀도, 결정립 크기등을 시간에 따라 실험전에 예측할 수 있다. 따라서 반복된 수치모사에 의하여 가압하중, 온도 및 금형의 형상등 여러 성형 공정인자들에 대한 최적 조건을 찾을 수 있으므로 단지 실험에만 의존하는 세라믹 부품의 성형공정에 비하여 시행 오차의 횡수를 현저히 줄일 수 있다.

4. 결 론

알루미늄 분말 성형체의 고온 성형 공정중 크리프 치밀화와 결정립 성장을 조사하기 위하여 실험치와 구성 모델의 비교 검토 및 유한요소해석의 결과로부터 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 본 연구에서 제안된 구성 방정식으로 부터 구해진 계산치는 알루미늄 분말 성형체의 상압소결, 일축 압축소결 및 가압소결하의 실험치와 비교적 잘 일치하였다.

2) 제안된 구성 모델을 사용한 유한요소 해석에 의하여 금형과 성형체 사이에 마찰이 존재하는 복잡한 하중 조건에서의 고온 성형중 성형체 내부의 응력상태와 성형체의 최종 변형 형상과 변형중 성형체 내부의 상대밀도 및 결정립 크기 분포등을 예측할 수 있었다.

5. 참고 문헌

1. A.S. Helle, K.E. Easterling, and M.F. Ashby, Acta metall., vol.33 (1985) 2163
2. M.F. Ashby, Background Reading, HIP 6.0. Univ. of Cambridge (1990)

3. Z.-Z. Du and A.C.F. Cocks, Acta metall. mater., vol.40 (1992) 1969
4. R.M. McMeeking and L.T. Kuhn, Acta metall. mater., vol.40 (1992) 961
5. D.W. Richerson, Modern Ceramic Engineering, Properties, Processing, And Use In Design, Marcel Dekker Inc., New York, (1982).
6. E. Dörre and H. Hübner, Alumina, Springer-Verlag, New York (1984).
7. J. Besson and M. Abouaf, J. Am. Ceram. Soc., vol.75 (1992) 2165
8. M.M. Schwartz, Handbook of Structural Ceramics, McGraw-Hill Inc. (1992)
9. R.L Coble, J. Appl. Phys., vol.32 (1961) 793
10. K.R. Venkatachari and R. Raj, J. Am. Ceram. Soc., vol.69 (1986) 499
11. 손 전석, 서 정, 백 성기, 김 기태, 한국요업학회지, vol.30 (1993) 62
12. M.N. Rahaman, L.C. De Jonghe, and R.J. Brook, J. Am. Ceram. Soc., vol.69 (1986) 53
13. R.L Coble, J. Appl. Phys., vol.41 (1970) 4798
14. J. Besson and M. Abouaf, Acta metall. mater., vol.39 (1991) 2225
15. K.R. Venkatachari and R. Raj, J. Am. Ceram. Soc., vol.69 (1986) 135
16. D.S. Wilkinson and C.H. Cáceres, Acta metall., vol.32 (1984) 1335
17. ABAQUS User's I and II Manual, Hibbit, Karlsson and Sorensen (1992)

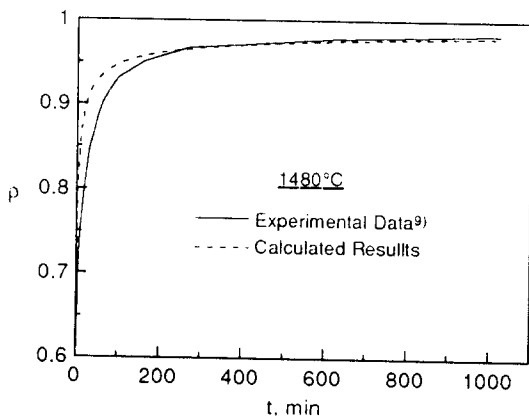


Fig. 1 Comparison between experimental data (solid) of Coble⁹⁾ and calculated results (dashed) for relative density vs time during pressureless sintering at 1480°C.

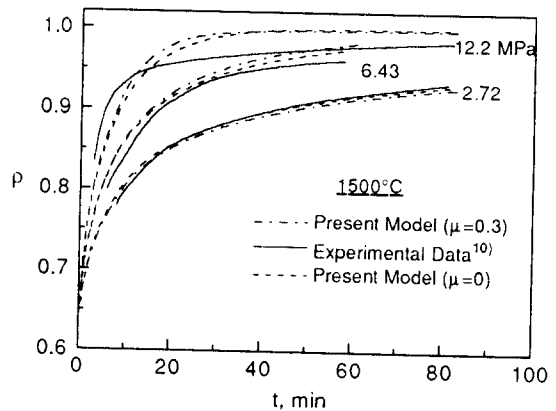


Fig. 2 Comparison between experimental data (solid) of Venkatachari and Raj¹⁰⁾ and calculated results (dashed, dash-dot) for relative density vs time during sinter forging at 1500°C.

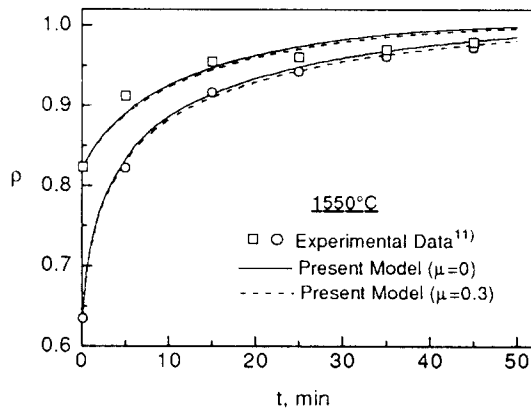


Fig. 3 Comparison between experimental data (□, ○) of Son et al.¹¹⁾ and calculated results (solid, dashed) for relative density vs time during hot pressing at 1550°C.

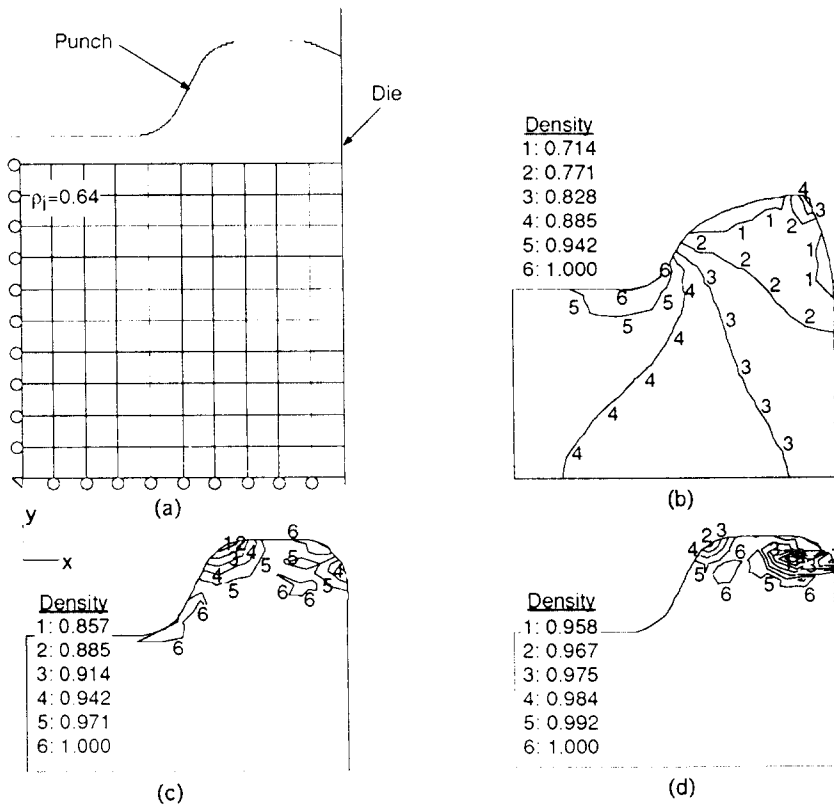


Fig. 4 Relative density contour plots of an alumina powder compact with $\rho = 0.42$ during hot pressing after (a) $t=0$ min; (b) $t=4$ min; (c) $t=38$ min; (d) $t=80$ min.