

# 냉간압축 하에서 세라믹 분말의 치밀화 거동

최 승 완\* · 김 기 태\*\*

(1997년 10월 13일 접수)

## Densification Behavior of Ceramic Powder under Cold Compaction

S. W. Choi and K. T. Kim

**Key Words :** Ceramic(세라믹), Densification(치밀화), Triaxial Compression(삼축압축), Cold Die Compaction(냉간금형압축), Finite Element Analysis(유한요소해석), Cap Model(캡모델)

### Abstract

Densification behavior of ceramic powder under cold compaction was investigated. Experimental data were obtained for zirconia powder and alumina powder under triaxial compression with various loading conditions. A special form of the Cap model was proposed from experimental data under triaxial compression for a yield function of ceramic powder. The proposed yield function was implemented into a finite element program (ABAQUS) to study densification behaviors of zirconia and alumina powders under die compaction. The effect of friction between the powder and die wall was also investigated. Density distributions of powder compacts were measured and compared with finite element results.

### 1. 서 론

세라믹은 우수한 물리적 및 기계적 특성을 가지고 있어 구조용 소재로서의 중요성이 증대되고 있다.<sup>(1)</sup> 세라믹 소재를 사용한 부품은 일반적으로 냉간금형압축, 소결, 후처리(finishing)의 공정절차나 금형압축소결 또는 열간등가압소결, 후처리의 공정절차를 거쳐 제조되고 있다. 이러한 공정절차중 소결과정은 많은 연구자들에 의하여 활발히 연구되어 왔으나 소결전 단계로서의 냉간금형압축 하에서 세라믹 분말의 치밀화 거동에 대한 연구는 많은 부분을 실험에 의한 경험적 시행착오에 의존하고 있다.

냉간금형압축으로 제조된 성형체는 금형 벽면과 분말 성형체 사이의 마찰로 인하여 잔류응력과 불

균일한 상대밀도분포를 갖는다. 금형의 형상이 복잡할수록 분말 성형체는 더욱 불균일한 상대밀도분포를 갖게 되는데 이러한 밀도 분포는 소결과정 중에 불균일한 수축이나 뒤틀림을 야기하여 최종 부품의 형상 제어를 어렵게 한다. 또한, 잔류응력은 제하(unloading) 과정중이나 금형에서 성형체를 이젝트할 때 또는 소결과정중에 크랙을 발생시켜 최종 부품의 기계적 특성에 영향을 미친다. 특히 냉간금형압축으로 성형한 세라믹 분말 성형체는 금속 분말 성형체에 비하여 매우 낮은 상대밀도를 갖기 때문에 소결시 밀도구배 및 잔류응력의 영향은 더 크게 나타난다.

금형의 설계와 압축 하중의 최적화와 더불어 성형체 내부의 밀도구배를 최소화하거나 최종 부품의 적절한 형상 제어를 위해서는 단순한 시행착오법이 아닌 유한요소해석에 의한 생산공정의 수치모사가 유용하며, 적절한 수치모사를 위해서는 냉간금형압

\*포항공과대학교 대학원 기계공학과

\*\*회원, 포항공과대학교 기계공학과

측시 세라믹 분말의 치밀화 거동을 예측할 수 있는 구성 모델의 개발이 필수적이다.

분말의 크기, 경도, 형상 등에 의해 분말을 특성화한 후, 분말 입자간의 상호작용, 마찰거동 등을 조사하여 분말의 치밀화 거동을 해석할 수 있으나, (2) 좀더 효율적인 방법은 분말들을 연속체로 간주하는 것이다. 이러한 연속체 개념으로부터 유도된 구성 모델과 이를 이용한 수치모사는 다축하중 하에서의 응력분포를 결정하기 위하여 토양역학(soil mechanics)에서 주로 사용되어 왔다. (3) 또한, 이러한 방법은 치밀화 성형과정중의 분말 성형체의 응력 및 밀도분포를 구하기 위하여 분말야금 분야에서도 광범위하게 사용되고 있다. 세라믹 분말의 치밀화에 관련된 구성 모델은 현재까지 주로 토양역학과 분말야금학 등에서 구한 모델을 사용하고 있다. Strijbos 등(4)은 모래 분말을 위하여 개발된 double hardening 모델(5)을, Schwartz와 Weinstein(6)과 Broese(7)는 Mohr-Coulomb 모델을 사용하였으며, Shima와 Mimura(8)는 순철 분말과 구리 분말로부터 유도된 모델을 세라믹 분말에 적용하였다.

세라믹 분말은 금속 분말이나 토양 분말에 비하여 다음과 같은 현격한 차이를 나타낸다. 금속 분말은 100  $\mu\text{m}$  이상의 크기와 매우 높은 초기 상대밀도를 가지며 성형시 분말의 소성변형에 의해 성형된다. 토양 분말은 일반적으로 모래같이 매우 큰 입자를 가지며 거시적 전단변형과 미시적 분말 재배열에 의해 치밀화 된다. 한편 세라믹 분말은 1  $\mu\text{m}$  이하의 크기를 가지며 몰드에 채워진 직후의 초기 상대밀도는 0.2 이하의 매우 낮은 값을 갖는다. 성형 기구 또한 거시적으로는 단순한 압축, 미시적으로는 분말의 재배열로서(9) 금속 분말이나 토양 분말과는 다른 치밀화 거동을 나타낸다. 토양역학의 응력의 범위는 일반적으로 1 MPa 이하의 매우 낮은 값을 갖는데 반하여 세라믹 분말은 수백 MPa의 응력범위에서 사용된다. 또한, 세라믹 분말은 금속 분말이나 토양 분말과는 달리 분말들 사이의 반데르발스(Van der Waals) 인력에 의해 일반적으로 응집된 상태(agglomerates)로 존재하려는 경향을 지닌다. (10) 따라서, 세라믹 분말은 토양역학이나 분말야금학 등의 모델이 아닌 세라믹 분말의 실험치로부터 구한 치밀화의 구성 모델을 필요로 함을 알 수 있다.

본 논문에서는 지르코니아와 알루미늄 분말의 삼

축압축 실험을 수행하여 다양한 하중조건에서의 치밀화 거동에 관한 실험결과로부터 실험적 구성 모델을 제안하였으며, 이를 유한요소해석에 적용하여 지르코니아와 알루미늄 분말의 냉간금형압축 공정을 해석하였다. 또한, 냉간금형압축 실험을 수행하여 성형 압력에 따른 성형체의 밀도변화를 측정하였으며, 비커스 경도계를 사용하여 마찰의 영향에 따른 성형체 내부의 밀도분포를 조사하였다. 냉간금형압축 후 금형에서 분말 성형체를 이젝트(eject)할 때 성형체에 작용하는 이젝트 압력과 성형 압력 사이의 실험치와 계산치를 비교하여 금형과 분말 성형체 사이의 적절한 마찰계수를 결정하였으며 결정된 마찰계수를 사용한 유한요소해석결과와 실험결과를 비교 검토하였다.

## 2. 이론적 배경

### 2.1 구성방정식

세라믹 분말의 치밀화 거동을 응력과 변형률의 관계에서 살펴볼 때 제하(unloading) 또는 재가압(reloading) 과정시 비가역(irreversible) 변형을 보인다. 본 논문에서 사용한 지르코니아 분말의 탭밀도(tap density)는  $D=0.19$  정도로 매우 낮은 값을 가지며, 15 MPa의 정수압 하에서  $D=0.38$ 의 상대밀도를, 150 MPa 하에서는  $D=0.48$ 의 상대밀도를 갖는다. 알루미늄 분말의 경우 탭밀도는  $D=0.27$  정도이며, 11 MPa의 정수압 하에서  $D=0.50$ 의 상대밀도를, 125 MPa 하에서는  $D=0.57$ 의 상대밀도를 갖는다. 따라서 치밀화의 초기상태에서 100~300 MPa 범위의 일반 상용 압력에 이르는 과정을 대변위(large displacement)로 판단하여 제하 또는 재가압과정시 나타나는 비가역 변형을 무시하였다. 또한, 세라믹 분말의 치밀화 거동은 하중속도에는 거의 영향을 받지 않는다고 가정하였다. 이러한 제약조건으로부터 세라믹 분말의 치밀화 거동을 탄성-비탄성으로 구분하였다. (11-13) 탄성 변형에 대해서는 Hooke의 법칙을 적용하였으며, 전체 변형률속도 성분  $\dot{\epsilon}_{ij}$ 는 다음과 같이 쓸 수 있다.

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

여기서,  $\dot{\epsilon}_{ij}^{(e)}$ 와  $\dot{\epsilon}_{ij}^{(p)}$ 는 각각 탄성 변형률속도성분과 비탄성 변형률속도성분을 나타낸다. 또한, 후크의 법칙으로부터 응력성분  $\sigma_{ij}$ 는 다음과 같이 구할 수 있다.

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

여기서,  $D_{ijkl}^{(e)}$ 는 4차 탄성계수이다.

비탄성거동은 실험으로부터 구한 항복함수에 조합유동법칙(associated flow rule)을 적용하여 해석하였다.<sup>(8)</sup> 따라서, 비탄성 변형률속도성분  $\dot{\epsilon}_{ij}^{(m)}$ 는 다음과 같이 구할 수 있다.

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

여기서,  $f$ 는 항복함수이며,  $\lambda$ 는 양의 스칼라양이다.

질량불변의 관계로부터 상대밀도의 변화율  $\dot{D}$ 은 다음과 같이 쓸 수 있다.

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

## 2.2 구성방정식의 수치적분

유한요소해석 프로그램인 ABAQUS<sup>(14)</sup>의 사용자 정의 서브루틴 UMAT을 사용하여 금형압축하의 세라믹 분말의 치밀화 거동을 해석하였다. 유한요소법을 이용한 구성방정식의 수치적분은 Aravas<sup>(15)</sup>에 의하여 제안된 후방오일러법(backward Euler method)에 의하여 수행되었다. 후방오일러법은 다른 여러 가지 수치적분기법에 비하여 안정적인 알고리즘을 갖고 있으며 대변형의 소성 유한요소해석에 적합하다고 알려져 있다.<sup>(15)</sup>

임플시트(implicit) 시간적분법을 사용하는 유한요소해석 프로그램에서는 평형방정식이 비선형이 되므로 비선형 방정식을 풀기 위하여 Newton-Raphson 반복법이 사용되며, 이를 위하여 다음과 같은 선형 모듈(linearization moduli)  $J$ 가 필요하다.<sup>(16)</sup>

$$J = \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right)_{t+\Delta t} \quad (5)$$

따라서 구성 방정식을 사용자 서브루틴 UMAT에 적용할 때 선형 모듈  $J$ 의 값을 계산하여야 하며, 본 논문에서는 Govindarajan<sup>(17)</sup>에 의하여 유도된 선형 모듈의 값을 사용하였다.

## 3. 실험

본 논문에서는 3 mol%  $Y_2O_3$ 가 첨가된 지르코니아 분말(HSY-3.0, Daiichi-Kigenso Kagaku Kogyo Co. Ltd., Japan)과 상업용 알루미늄 분말(AL-160 SG-1, Showkeinzoku Co., Japan)을 사용하여 실험을 수행하였다.

**Table 1** Physical properties and chemical composition of HSY-3.0 zirconia powder.

Specific surface area [ $m^2/g$ ]	6.4
Average particle size [ $\mu m$ ]	0.53
Chemical composition [wt%]	
ZrO <sub>2</sub>	94.06
Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5.41
CaO	0.02
Na <sub>2</sub> O	0.01
Loss of ignition	0.13

**Table 2** Physical properties and chemical composition of AL-160SG-1 alumina powder.

Specific surface area [ $m^2/g$ ]	8.0
Average particle size [ $\mu m$ ]	0.4
Chemical composition [wt%]	
Na <sub>2</sub> O	0.05
SiO <sub>2</sub>	0.03
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.02
Loss of ignition	0.5

**Table 3** Mechanical properties of HSY-3.0 zirconia powder.<sup>(32)</sup>

Theoretical density [ $g/cm^3$ ]	6.08
Young's modulus [GPa]	206
Poisson's ratio	0.31

**Table 4** Mechanical properties of AL-160SG-1 alumina powder.<sup>(32)</sup>

Theoretical density [ $g/cm^3$ ]	3.98
Young's modulus [GPa]	406
Poisson's ratio	0.27

이 분말들의 물리적 성질과 화학적 조성을 Table 1과 Table 2에 나타내었으며, 기계적 물성치를 Table 3과 Table 4에 나타내었다.

상대밀도( $D$ )를 경화변수(hardening parameter)로 사용할 경우,<sup>(8,9)</sup> 세라믹 분말의 치밀화 거동을

나타내는 항복함수는

$$f(\sigma_v, D) = 0 \quad (6)$$

으로 쓸 수 있다. 또한, 지르코니아 분말은 등방성을 가지므로 항복함수  $f$ 는 3개의 응력 불변량으로 나타낼 수 있으나, 제 3응력 불변량을 무시할 경우<sup>(6)</sup> 항복함수는 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$f(p, q, D) = 0 \quad (7)$$

여기서  $p$ 와  $q$ 는 정수응력과 Mises 응력을 나타낸다. 금속 분말의 경우 분말 자체의 소성변형을 나타내는 모재(matrix)의 등가 소성 변형률이 항복함수에 포함되나<sup>(18)</sup> 세라믹 분말은 분말 자체의 변형을 무시하므로 식 (7)에서와 같이 등가 변형률의 영향이 없음을 알 수 있다.

금속 분말의 경우 인장 및 압축, 냉간금형압축, 냉간정수압압축실험 등을 통하여 얻은 실험결과를  $(p, q)$  평면에서 곡선적합(curve fitting)하면 일반적으로 타원형태로 나타나는 등밀도 곡선(iso-density curve), 즉 항복함수  $f$ 를 얻을 수 있다. 한편 세라믹 분말 성형체의 경우 매우 낮은 인장 및 압축강도로 인하여 상온에서 일축인장 및 일축압축 실험을 할 수 없으며, 냉간금형압축과 냉간정수압압축만으로는 충분한 실험자료를 얻을 수 없다. 이러한 문제점을 해결하고 다양한 하중조건에서의 세라믹 분말 성형체의 거동을 조사하기 위하여 삼축압축실험을 수행하였다.

### 3.1 삼축압축실험

삼축압축실험은 세 방향의 주응력( $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ ) 또는 주변형률( $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$ )을 각각 독립적으로 제어할 수 있어야 한다. 그러나 실험기기의 제작의 어려움이 있으므로 본 논문에서는 일정한 정수압 하의 원주 시편에 축 하중을 가하는 표준 삼축압축(standard triaxial compression) 실험장치를 제작하여 사용하였다. 방향 1, 2, 3을 각각 축방향, 반경방향, 반경방향으로 선택할 때 삼축압축실험에서  $\sigma_2 = \sigma_3, \epsilon_2 = \epsilon_3$ 의 결과를 얻게 된다.

삼축압축실험을 위한 시편은 다음과 같이 제조하였다. 금형에 6.4 g의 지르코니아 분말 또는 6 g의 알루미늄 분말을 넣은 후 냉간금형압축 성형을 하여 일정한 초기 상대밀도  $D_0 = 0.31$ 을 갖는 지르코니아 예비 성형체와  $D_0 = 0.44$ 를 갖는 알루미늄 예비 성형체를 제조하였다. 시편의 직경과 높이는 각

각 13.1 mm와 25.3 mm이며, 삼축압축실험시 시편과 압반 사이의 마찰의 영향을 줄이고, 균일한 압축성형을 하기 위하여 시편의 종횡비(aspect ratio)는 2정도로 하였다.<sup>(19)</sup>

시편의 위, 아래에 초경 압반을 놓은 후 압력유체가 시편에 침투하는 것을 방지하기 위하여 0.7 mm 두께의 고무몰드를 사용하였다. 시편과 압반 사이의 마찰의 영향을 줄이기 위하여 테프론막(teflon)을 시편과 압반 사이에 삽입하였다. 진공 펌프를 이용하여 고무몰드 내의 공기를 뺀 후 밀봉을 하여 시편을 삼축압축실험장치에 장착하였다. 냉간정수압압축기(ABB Autoclave Systems Inc.)로부터 20~200 MPa 범위의 구속압력( $P_c$ , confining pressure)을 가한 후, MTS 재료시험기로 0~250 kN 범위의 축하중을 가하였다. 이때 하중경로는  $(p, q)$  평면에서 기울기가 3인 직선형태로 나타났다.

삼축압축실험 용기와 압축펀치 사이에는 누수방지를 위해 사용된 O-링에 의하여 마찰력이 발생하는데 이러한 마찰력은 구속압력에 따라 다른 값을 보였다. 따라서 본 실험에서는 일정한 각 구속압력 하의 마찰력을 감안하여 축하중을 구하였다. 삼축압축실험 용기의 부정확한 축배열에 의해 굽힘모멘트가 시편에 작용하는 것을 방지하기 위하여 압축펀치의 상부를 반구형태로 하였으며 하중을 가하는 압축펀치의 변위속도는 1.2 mm/min로 일정하게 실험하였다.

### 3.2 냉간금형압축실험

지르코니아와 알루미늄 분말의 냉간금형압축 실험은 일방향 압축(single action pressing)으로 하였다. 초경으로 제조된 내부직경 11.284 mm의 금형에 4 g의 지르코니아 분말 또는 3.5 g의 알루미늄 분말을 채운 후 10~350 MPa의 성형압을 가하여 압축하였다. 압축된 성형체는 하부에서 상부방향으로 이젝트되었으며, 시편의 질량 및 직경과 높이를 측정하여 상대밀도를 구하였다.

### 3.3 밀도분포 측정

분말 성형체의 상대밀도분포는 경도와 상대밀도의 관계를 이용하여 간접적으로 측정할 수 있다. Abe 등<sup>(20)</sup>은 비커스(Vickers) 경도계를 사용하여 냉간정수압압축으로 성형된 세라믹 분말 성형체 내의 밀도구배를 구하였으며, Rajab과 Coleman<sup>(21)</sup>은 복잡한 형상의 순철 분말 성형체 내의 밀도분포를

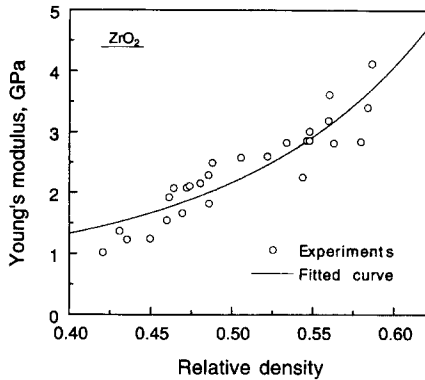


Fig. 1 Variation of Young's modulus with relative density obtained from triaxial compression test of zirconia powder.

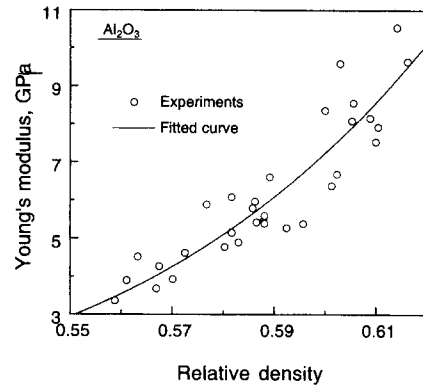


Fig. 2 Variation of Young's modulus with relative density obtained from triaxial compression test of alumina powder.

구하기 위하여 비커스 경도계를 사용하였다.

본 논문에서는 비커스 경도와 상대밀도의 상관관계를 구하기 위하여 내부 직경 11.284 mm의 금형에서 20~250 MPa의 가압력으로 냉간압축하여 지르코니아 시편을 성형하였다. 성형된 시편은 1000°C의 진공분위기에서 소결 전과 상대밀도의 차이가 거의 없을 정도로 40분간 소결한 후, 다이아몬드 휠을 사용하여 중앙 단면을 절단하였다. 지르코니아 절단면은 비커스 경도 측정시 다이아몬드 인덴터(indenter)의 자국이 확실히 나타나지 않기 때문에 지르코니아의 절단면을 알키드 락카(alkyd lacquer)로 0.005 mm 두께의 코팅을 하였다. 단면 중심의 좌우 반경방향에 대하여 1 mm 간격으로 구분한 후 25 g의 하중을 15초간 가하여 각 시편마다 11개의 경도 값을 측정하였다. 측정된 각 시편의 경도 값들을 평균하여 상대밀도와 경도의 상관관계를 구하였다.

금형압축 성형된 지르코니아 분말 성형체의 상대밀도분포를 유한요소해석의 결과와 비교하기 위하여 비커스 경도를 측정하고 경도와 밀도의 상관관계를 이용하여 시편 내의 상대밀도분포를 구하였다. 경도 측정시 성형체 단면의 코팅두께는 약 0.005 mm이며, 전체의 1/2 단면에 대하여 성형체의 모서리부분은 0.5 mm 간격으로, 중앙부분은 1 mm 간격으로 84개의 경도 값을 측정하였다.

## 4. 결과 및 고찰

### 4.1 삼축압축실험

본 논문에서는 인장방향을 양의 방향으로 정하였으며 응력과 변형률은 각각 진응력(true stress)과 진변형률(true strain)로 계산하였다.

Fig. 1과 Fig. 2는 각각 지르코니아 분말 성형체와 알루미나 분말 성형체의 상대밀도의 변화에 따른 탄성계수의 변화를 나타낸다. 탄성계수는 금속 분말 성형체의 경우 일축압축 실험을 통하여 쉽게 구할 수 있으나 소결을 하지 않은 세라믹 분말 성형체는 매우 낮은 압축강도로 인하여 일축압축실험을 할 수가 없으므로 삼축압축실험으로부터 탄성계수를 구하였다. 즉, 일정한 구속압력에서 축 하중을 가한 후 축하중을 약간 제거하였을 때 나타나는 축방향 응력의 변화량과 축방향 변형률의 변화량의 비( $E = \Delta\sigma_1 / \Delta\epsilon_1$ )로부터 탄성계수를 구하였다. Fig. 1과 Fig. 2의 곡선접합은 다음 식 (22)으로부터 구하였다.

$$E = E_0 \exp[-(b\phi + c\phi^2)] \quad (8)$$

여기서,

$$E_0 = 206 \text{ GPa}, \quad b = 12.6, \quad c = -6.99 (\text{zirconia})$$

$$E_0 = 406 \text{ GPa}, \quad b = 3.01, \quad c = 17.65 (\text{alumina})$$

식 (8)에서  $E_0$ 는 모재(matrix)의 탄성계수이며,  $b$ 와  $c$ 는 상수값을,  $\phi$ 는 분말 성형체의 기공률( $\phi = 1 - D$ )을 나타낸다.

밀도측정시 시편 내에 물의 침투를 막기 위하여

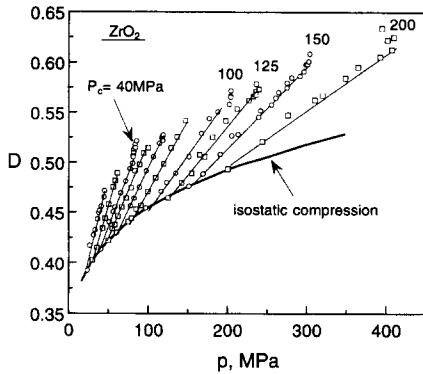


Fig. 3 Variation of relative density of zirconia powder with hydrostatic stress at various confining pressures ( $P_c$ ).

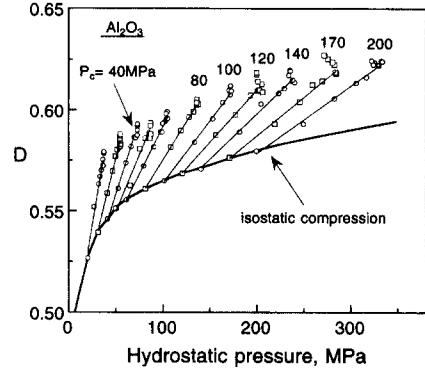


Fig. 4 Variation of relative density of alumina powder with hydrostatic stress at various confining pressures ( $P_c$ ).

알카이드 락카로 시편을 코팅한 후, 비중법으로 측정 한 밀도 값에서 코팅재료의 질량과 부피를 보정하여 상대밀도를 구하였다. 또한 본 실험에서 구한 시편의 상대밀도는 탄성변형이 제거된 상태의 상대 밀도를 나타낸다.

Fig. 1과 Fig. 2에서 상대밀도가 증가함에 따라서 탄성계수가 증가함을 알 수 있다. 지르코니아 모재의 탄성계수  $E_0=206$  GPa에 비하여 지르코니아 분말 성형체 ( $\phi > 0.4$ )의 탄성계수는 5 GPa 이하의 매우 낮은 값을 나타내고 있다. 알루미늄 분말 또한 모재의 탄성계수  $E_0=406$  GPa에 비하여 알루미늄 분말 성형체 ( $\phi > 0.38$ )의 탄성계수는 10 GPa 이하의 매우 낮은 값을 나타내고 있다. Fig. 1과 Fig. 2의 실험결과는 약간 분산되어 나타나는데 이는 세하과정동안 압축펀치와 압력챔버 사이의 O-링에 의한 마찰력이 일정하게 작용하지 않았거나, 예비 성형체를 제조하는 과정에서 생길 수 있는 크랙이나 미세한 결함 등에서 기인하는 것으로 판단 된다.

Fig. 3은 20~200 MPa의 여러 구속압력에서 측 하중을 가하였을 때의 지르코니아 분말 성형체의 상대밀도 변화를 나타낸다. 여기서, 정수응력  $p$ 는 다음과 같다.

$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + 2\sigma_2) \quad (9)$$

단순히 정수압만 가했을 때보다 삼축압축을 가하였을 경우, 즉 전단응력이 추가될 경우에 상대밀도가 크게 증가함을 알 수 있다. 전단응력이 치밀화 향상에 미치는 영향은 낮은 구속압력에서 더 크게 나

타난다. 20 MPa의 구속압력 하에서 75 MPa의 전단응력을 가했을 때 150 MPa의 순수 정수압 압축에 의한 성형체의 상대밀도를 얻을 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 4는 20~200 MPa의 여러 구속압력에서 측 하중을 가하였을 때의 알루미늄 분말의 상대밀도 변화를 나타낸다. 알루미늄 분말의 밀도증가는 Fig. 3의 지르코니아 분말과는 다른 경향을 보임을 알 수 있다. Fig. 4에서 알루미늄 분말의 순수 정수압압축실험시 40~50 MPa까지는 급격한 상대밀도 증가를 보이거나 50 MPa 이후에서는 지르코니아 분말과는 달리 매우 완만한 상대밀도 증가를 보임을 알 수 있다. 또한 전단응력의 증가에 따른 상대 밀도증가는 Fig. 3의 지르코니아보다 더 높음을 알 수 있다. 알루미늄 분말의 경우 20 MPa의 구속압력 하에서 50 MPa의 전단응력을 가했을 때 200 MPa의 순수 정수압압축에 의한 성형체의 상대밀도를 얻을 수 있음을 알 수 있다. 여러 구속압력에서 구한 상대밀도의 증가 경향은 약간의 분산은 있지만 거의 직선형태를 보인다.

세라믹 분말의 삼축압축시 Fig. 5(a)에서와 같이 일정 체적을 유지하면서 변형은 계속되지만 응력은 더 이상 증가하지 않는 임계상태(critical state)를 볼 수 있는데,<sup>(23)</sup> 이러한 임계상태는 Fig. 3과 Fig. 4의 여러 구속압력에서 확인할 수 있으며, Fig. 5(b)의  $(p, q)$  평면에서 다음 식으로 나타낼 수 있다.

$$q = Mp \quad (10)$$

삼축압축실험으로부터 지르코니아 분말의 경우  $M$

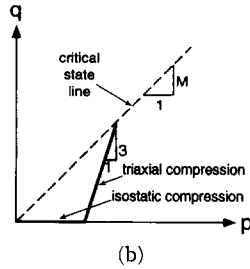
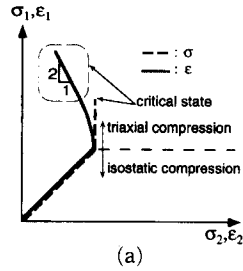


Fig. 5 (a) Description of critical state in the stress and strain plane and (b) stress path in the (p, q) plane during triaxial compression.

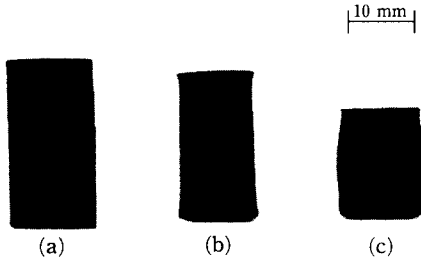


Fig. 6 Shape of zirconia powder compacts (a) at initial state, (b) after isostatic compression under 200 MPa, and (c) after triaxial compression under confining pressure of 60 MPa.

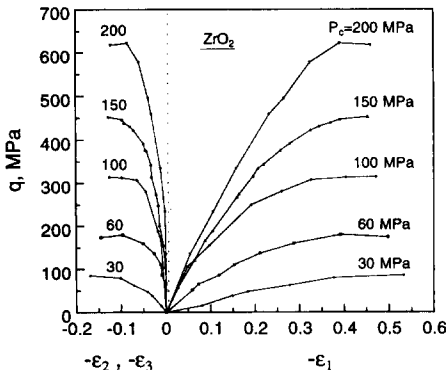


Fig. 7 Variation of deviatoric stress with axial and radial strains of zirconia powder compact at various confining pressures ( $P_c$ ).

=1.5를, 알루미늄 분말의 경우  $M=1.31$ 을 구하였다.

식 (10)에서 편차응력(deviatoric stress)  $q$ 는 삼축압축실험시 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$q = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}} = -(\sigma_1 - \sigma_3) \quad (11)$$

여기서, 응력의 편차성분  $\sigma'_{ij}$ 는 다음과 같다.

$$\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (12)$$

이상적인 임계상태에서는 Fig. 5(a)에서와 같이  $d\epsilon_{kk}=0$ , 즉 체적변형률(volumetric strain) 성분은 일정하게 나타나야 하는데 본 실험에서는 분말 성형체와 테프론막의 마찰로 인하여 응력은 증가하지 않으나 시편의 상대밀도가 조금씩 증가함을 볼 수 있었다.

Fig. 6(a)은 삼축압축실험 전의 예비 성형체, (b) 200 MPa의 정수압으로 성형된 시편, (c)는 60 MPa의 구속압력 하에서  $p=117$  MPa,  $q=171$  MPa의 삼축압축으로 성형된 지르코니아 시편을 각각 나타낸다. 시편과 시편의 위와 아래에 놓인 테프론막의 마찰의 영향으로 인하여 (b)의 정수압실험에서는 완전한 원주형상으로 성형되지 않았으며, (c)의 삼축압축실험에서는 배불림(barrelling) 현상이 일어남을 볼 수 있다.

Fig. 7은 지르코니아 분말의 삼축압축시 여러 일정한 구속압력에서 편차응력  $q$ 의 변화에 따른 축변형률  $\epsilon_1$ 과 반경변형률  $\epsilon_2$ 의 변화를 나타낸다. Fig. 6(c)에서와 같은 배불림현상때문에 시편의 중앙 부위의 반경을 기준으로 하여 밀도를 구할 경우 실제의 상대밀도보다 더 낮게 계산되며 변형률은 부정확하게 된다. 따라서 비중법을 이용하여 부피를 측정 후 시편을 완전한 원주형상으로 가정하여 평균 반경과 평균 반경변형률을 구하였다. Fig. 7에서 구속압력이 증가함에 따라 축변형률과 반경변형률을 증가시키기 위한 편차응력은 급격히 증가함을 알 수 있다. 또한 변형률이 증가함에 따라 편차 응력의 증가경향은 조금씩 둔화되고 있으며 어느 임계치 이상은 증가하지 않음을 알 수 있다.

Fig. 8은 알루미늄 분말의 삼축압축시 여러 일정한 구속압력에서 편차응력  $q$ 의 변화에 따른 축변형률  $\epsilon_1$ 과 반경변형률  $\epsilon_2$ 의 변화를 나타낸다. Fig. 8의 알루미늄 분말의 경우 변형률의 증가에 따른 편차응력의 증가량은 지르코니아보다 더 작게 나타난

다. 또한, 구속압력이 80 MPa 이상인 경우 편차응력은 임계치를 정점으로 하여 미소하게 감소하고 있다. 이는 식 (11)의 편차응력의 정의를 고려할 때 삼축압축시 임계치 부근에서부터의 반경변형률이 하중의 증가량에 비하여 더 크기 때문으로 판단된다. 그러나 본 논문에서는 임계치 이후에서의 미소한 편차응력의 감소는 발생하지 않고 일정한 것으로 가정하여 해석하였다. Fig. 7과 Fig. 8에서 임계치에 도달하기 전에는 반경변형률이 작게 나타나며, 특히 변형률이 0인 부근에서는 Fig. 5(a)와 같이 반경변형률이 거의 없음을 알 수 있다.

Fig. 9는 상대밀도 0.42~0.52 범위의 지르코니아 분말의 등밀도곡선을 나타낸다. 상대밀도 실험치 (○, ●)는 Fig. 3의 여러 구속압력에서의 상대밀도와 정수응력의 관계를 이용하여 구하였다. Fig. 9의 등밀도곡선(-)은 실험치를 곡선 접합하여 다음 식으로부터 구하였다.

$$q + \cosh[A(D) \cdot p] = B(D) \quad (13)$$

여기서,

$$\begin{aligned} A(D) &= 0.00019204 \cdot D^{-7.0082} \\ B(D) &= 31955 \cdot D^{7.9146} \end{aligned} \quad (14)$$

Fig. 10은 상대밀도 0.54~0.585 범위의 알루미늄 분말의 등밀도곡선을 나타낸다. Fig. 10의 등밀도곡선에 사용된 식 (13)의 계수  $A(D)$ 와  $B(D)$ 는 다음과 같다.

$$\begin{aligned} A(D) &= 3.8546E-7 \cdot D^{-20.453} \\ B(D) &= 9.7083E6 \cdot D^{21.377} \end{aligned} \quad (15)$$

Fig. 9와 Fig. 10에서 등밀도 실험치는 정수응력과 편차응력이 작을 때에는 직선형태를, 정수응력과 편차응력이 증가하면서는 완만한 곡선형태를 나타내고 있다. Bortzmeyer<sup>(9)</sup>는 세라믹 분말 성형체의 상대밀도가 경화변수의 역할을 함을 보였다. 따라서 식 (13)의 등밀도 곡선은 지르코니아와 알루미늄 분말 성형체의 항복함수를 나타낸다.

Fig. 3과 Fig. 9 및 Fig. 4와 Fig. 10에서 알 수 있듯이 지르코니아 분말의 경우  $D=0.42$  이상, 알루미늄 분말의 경우  $D=0.54$  이상의 실험치를 사용하여 일반 상용압력 내에서의 거동을 나타낼 수 있는 항복함수를 구하였다. 그러나 세라믹 분말은 금형이나 다른 몰드에 채워진 직후의 초기 상태에서는 매우 낮은 겉보기 밀도를 가지며, 탭밀도 또한

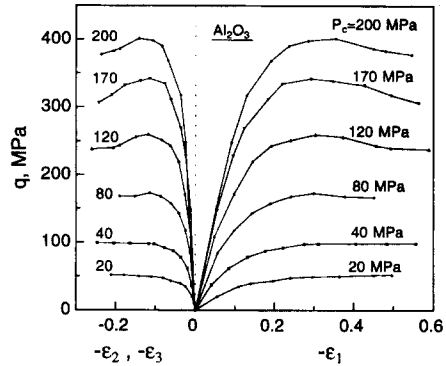


Fig. 8 Variation of deviatoric stress with axial and radial strains of alumina powder compact at various confining pressures ( $P_c$ ).

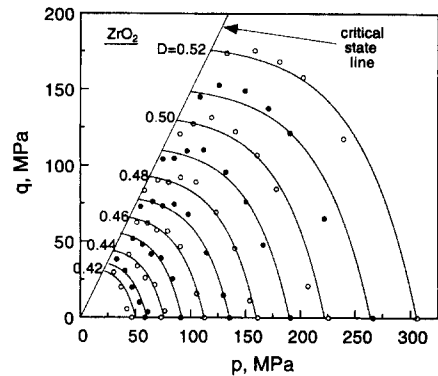


Fig. 9 Experimental iso-density data (○, ●) of zirconia powder and fitted iso-density curves (-).

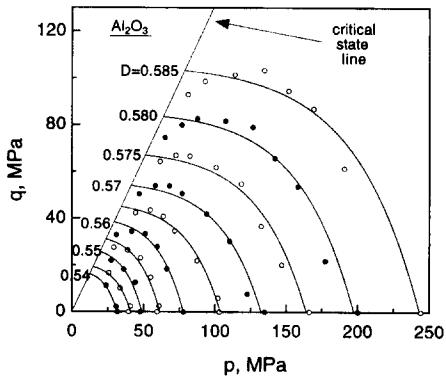


Fig. 10 Experimental iso-density data (○, ●) of alumina powder and fitted iso-density curves (-).

금속 분말 등에 비하여 매우 낮은 값을 갖는다. 또한, 초기상태의 분말에 낮은 압력을 가할 경우에



매우 큰 상대밀도변화를 나타낸다. 따라서 지르코니아 분말의 경우  $D=0.42$ 나 알루미늄 분말의 경우  $D=0.54$ 보다 낮은 상대밀도에 대하여 외삽(extrapolation)하여 유한요소해석을 수행할 경우 세라믹 분말의 거동을 제대로 나타낼 수 없는 가능성이 있다.

Fig. 11(a)와 (b)는 각각 지르코니아 분말과 알루미늄 분말의 낮은 압력(상대밀도)에서의 냉간정수압 실험치(●)와 식 (14)과 (15)를 사용하여 계산한 등밀도곡선(---)을 나타낸다. 지르코니아 분말의 경우 낮은 압력에서도 잘 일치하고 있으나 알루미늄 분말의 경우 압력이 작아질수록 오차가 증가함을 알 수 있다. Fig. 3과 Fig. 4의 냉간정수압 실험결과에서 알 수 있듯이 지르코니아 분말은 전 구간에 걸쳐 완만하게 상대밀도가 증가하고 있다. 그러나 알루미늄 분말은 초기(20 MPa)에 급격한 밀도증가( $D=0.53$ )를 보이나 그 이후에는 매우 완만하게 상대밀도가 증가하고 있다. 이러한 특성이 식 (15)의 알루미늄 분말의 항복함수에 제대로 반영되지 않았으므로  $D=0.54$  미만에서의 밀도변화를 잘 예측하지 못하고 있다. 따라서 알루미늄 분말의 경우 초기 상대밀도( $D=0.44$ )나 탭밀도에서부터 적용될 수 있는 함수를 구하기 위해서는 수 MPa 이하에서의 실험치가 필요함을 알 수 있다.

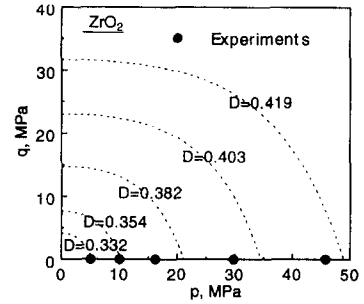
본 논문에서는 낮은 압력에서의 삼축하중실험치가 부족하였기 때문에 냉간정수압실험치를 이용하여 식 (13)에 사용되는  $A(D)$ 와  $B(D)$ 를 다음과 같이 곡선점합하여 구한 후 알루미늄 분말에 관한 유한요소해석을 수행하였다.

$$\begin{aligned} A(D) &= 0.0053832 \cdot D^{-5.1772} \\ B(D) &= 3.3231E5 \cdot D^{15.929} \end{aligned} \quad (16)$$

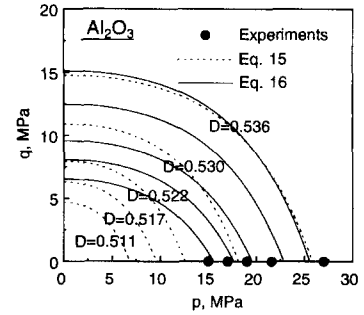
위의 값들은 상대밀도가  $D=0.54$ 보다 작은 구간에 대하여 적용하였으며, 식 (16)의 계수를 사용한 등밀도곡선을 Fig. 11(b)의 실선으로 나타내었다. 유한요소해석시  $D=0.54$ 를 경계로 하여 서로 다른 항복함수를 사용하여 계산할 때의 급격한 변화를 피하기 위하여 다음과 같은 혼합법칙(mixed rule)을 사용하였다.

$$f = \left( \frac{D_2 - D}{D_2 - D_1} \right) f_1 + \left( \frac{D - D_1}{D_2 - D_1} \right) f_2 = 0 \quad (17)$$

여기서,  $f_1$ 은 식 (16)의 계수를 사용한 항복함수이며,  $f_2$ 는 식 (15)의 계수를 사용한 항복함수를 나



(a) Zirconia powder



(b) Alumina powder

Fig. 11 Fitted iso-density curves(---) and experimental data(●) under cold isostatic pressing.

타낸다.  $D_1$ 과  $D_2$ 는 각각 혼합법칙이 적용되는 구간이 시작되는 상대밀도와 끝나는 상대밀도를 나타내며, 본 논문에서는  $D_1=0.53$ 과  $D_2=0.54$ 를 사용하였다.

지르코니아 분말의 치밀화 거동을 조사하기 위하여 삼축압축실험을 수행한 결과 임계상태를 나타내는 식 (10)과 항복함수를 나타내는 식 (13)을 얻을 수 있었다. 식 (13)의 항복함수는 토양이나 금속 분말의 치밀화 거동의 해석에 널리 사용되는 모델들 중의 하나인 캡(Cap) 모델<sup>(24,25)</sup>의 형태를 가짐을 알 수 있다. 일반적인 캡 모델에서의 캡에 해당하는 항복함수는 타원형태<sup>(24,25)</sup>를 사용하고 있으나 본 실험에서는 Fig. 9와 Fig. 10에서와 같은 완만한 곡선형태를 나타내고 있다.

#### 4.2 냉간정수압압축

Fig. 9와 Fig. 10의 등밀도실험치와 항복함수는 정수응력 축과 수직으로 교차하지 않음을 볼 수 있다. 따라서 정수응력에서 삼축응력으로 이동시 변형률의 불연속점이 존재하며, 조합유동법칙을 적용

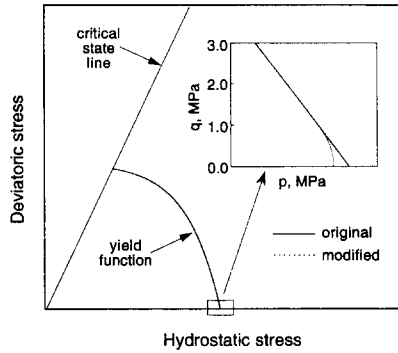


Fig. 12 The modified yield function in the vicinity of hydrostatic stress axis.

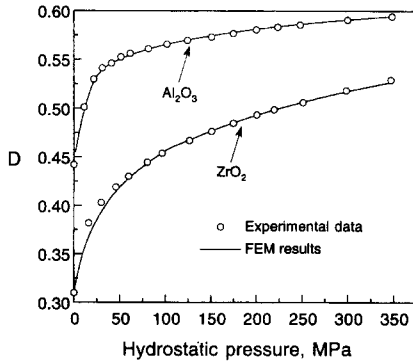


Fig. 13 Comparison between experimental data and finite element calculations for the variation of relative density with isostatic pressure of zirconia and alumina powders during cold isostatic compression.

할 경우 순수정수압 하중하에서의 변형률은 체적변형률 성분뿐만 아니라 편차변형률성분까지 포함하게 된다. 이러한 문제점을 해결하기 위하여 Govindarajan과 Aravas<sup>(26)</sup>에 의하여 사용된 방법과 같이 항복함수의 정수응력 축부근을 정수응력 축과 수직으로 교차하는 작은 구형의 항복함수로 대체하여 해석하였으며, Fig. 12에 삽입된 그림 내의 점선은 항복함수의 수정된 부분을 나타낸다.

Fig. 13은 초기 상대밀도  $D_0=0.31$ 을 갖는 지르코니아 예비 성형체와  $D_0=0.44$ 를 갖는 알루미늄아 예비성형체의 냉간정수압압축 하에서의 압력과 상대밀도의 실험치와 식 (13)의 항복함수를 사용하여 유한요소해석에서 구한 계산치의 비교를 나타낸다. 계산치를 구하는 과정에서 Fig. 1 또는 Fig. 2의 탄성계수 외에 상대밀도에 따른 푸아송비(Poisson's ratio)  $\nu$ 가 필요한데 본 논문에서는 Ramakrishnan

과 Arunachalam<sup>(27)</sup>이 제안한 다음의 식을 사용하였다.

$$\nu = \frac{1}{4} \left( \frac{4\nu_0 + 3\phi - 7\nu_0\phi}{1 + 2\phi - 3\nu_0\phi} \right) \quad (18)$$

여기서,  $\nu_0$ 는 모재의 푸아송비이며,  $\phi$ 는 분말 성형체의 기공률( $\phi=1-D$ )을 나타낸다. 식 (13)의 항복함수와 식 (8)과 (18)의 물성치를 사용하여 유한요소해석에서 구한 계산치는 실험치를 매우 잘 예측하고 있음을 알 수 있다.

정수압 하에서는 축변형률  $\epsilon_1$ 과 반경변형률  $\epsilon_2$ 는 같은 값을 보여야 하는데 본 실험에서는 분말의 종류 및 정수압의 크기에 상관없이 축변형률이 반경변형률에 비하여 약 0.04 정도 작은 값을 보였다. 이러한 비등방성은 예비 성형체를 제조하는 과정에서 금형과 분말 성형체 사이의 마찰로 인한 예비 성형체 내부의 상대밀도구배에서 기인한다. 한편, Shima와 Mimura<sup>(8)</sup>는 예비 성형체를 제조하지 않고 삼차원 블록 내에 세라믹 분말을 채운 상태에서 변형률제어(strain control) 방법으로 수행한 삼차원 삼축압축(three-dimensional triaxial compression) 실험시 방향 1과 방향 2, 3의 변형률이 같지 않음에도 정수응력이 나타남을 보였다. Bortzmeyer<sup>(9)</sup>는 이러한 비등방성에 대하여 미끄러짐(sliding)이나 구름(rolling)과 관련된 세라믹 분말의 재배열 차원의 검토를 제안하였으나 본 실험 및 해석에서는 지르코니아 분말은 등방성으로 가정하였다.

### 4.3 냉간금형압축

금속 분말이나 세라믹 분말을 사용한 냉간금형압축에 대한 실험 및 해석은 여러 연구자들에 의하여 수행되어 왔다. 특히 일정한 단면적을 갖는 원주형상의 냉간금형압축시 성형체 내의 응력분포와 상대밀도의 분포를 예측하기 위한 여러 모델들이 개발되어 왔다.<sup>(28-30)</sup> Thompson<sup>(28)</sup>은 Janssen 모델<sup>(29)</sup>과 Unckel<sup>(30)</sup>의 실험 및 해석을 바탕으로 다음과 같은 모델을 제시하였다.

$$\sigma_z(r, z) = B \left( \frac{r^2}{R^2} \right) \exp \left( -\frac{4\mu\alpha}{R} z \right) + C \left( 1 - \frac{r^2}{R^2} \right) \quad (19)$$

여기서,  $\sigma_z$ 는 축응력을 나타내며,  $r$ 과  $z$ 는 시편내의 반경방향과 축방향의 위치를,  $R$ 은 시편의 반경을 나타낸다. 또한,  $\mu$ 와  $\alpha$ 는 재료상수이며,  $B$ 와

C는 상수이다. 식 (19)에서 반경방향과 축방향의 응력분포는 각각 포물선형태와 지수형태로 나타난다. 또한 시편의 중심( $r=0$ )에서는 축방향 위치에 상관없이 일정한 축응력  $\sigma_z$ 를 가짐을 알 수 있다.

본 논문에서는 식 (13)의 항복함수를 사용한 유한요소해석의 유효성을 검증하고, Thompson 모델<sup>(28)</sup>과의 비교, 검토를 위하여 원주 형상의 냉간금형압축 성형실험과 유한요소해석을 수행하였다.

냉간금형압축시 지르코니아 또는 알루미늄 분말 성형체와 금형 벽면 사이의 마찰계수를 결정하기 위하여 Kwon 등<sup>(31)</sup>의 방법을 사용하였다. 즉 유한요소해석시 일방향 압축으로 냉간금형압축한 후 분말 성형체를 금형에서 이젝트할 때 가압력에 따른 성형체에 작용하는 이젝트 압력의 변화를 가장 잘 예측하는 마찰계수를 분말 성형체와 금형 사이의 마찰계수로 결정하였다.

Fig. 14와 Fig. 15는 각각 지르코니아 분말과 알루미늄 분말을 일방향 압축으로 냉간금형압축한 후 분말 성형체를 금형에서 이젝트할 때 가압력에 따른 이젝트 압력의 변화를 나타내는 실험치와 유한요소해석에 의한 계산치들을 나타낸다. 냉간금형압축시 분말 성형체는 y축에 축대칭이므로 전체 단면의 1/2에 대해서 해석하였으며, 200개의 4절점 축대칭 요소(CAX4 element)를 사용하였다. 금형은 강성 표면(rigid surface)으로 취급하였으며, 금형과 분말 성형체 사이는 경계요소(interface element)를 사용하여 해석하였다. Fig. 14의 점선, 실선, 일점쇄선은 금형과 분말 성형체 사이의 마찰계수  $\mu$ 의 값이 각각 0.23, 0.2, 0.17인 경우이며, Fig. 15의 점선, 실선, 일점쇄선은 마찰계수  $\mu$ 의 값이 각각 0.15, 0.12, 0.1인 경우이다. 마찰계수를 0.005 간격으로 증가시키면서 유한요소해석을 수행한 결과 지르코니아 분말의 경우는  $\mu=0.2$ , 알루미늄 분말의 경우  $\mu=0.12$ 일 때의 계산치가 실험치와 가장 잘 일치하므로, 금형과 분말 성형체 사이의 마찰계수를 지르코니아 분말과 알루미늄 분말에 대해 각각  $\mu=0.2$ 와  $\mu=0.12$ 로 추정하여 사용하였다.

Fig. 16은 각각 일방향 압축으로 지르코니아 분말과 알루미늄 분말을 100 MPa의 가압력을 사용하여 냉간금형압축한 후 하중을 제거하였을 때 분말 성형체로부터 금형 벽면에 작용하는 수직응력을 나타낸다. 알루미늄 분말의 경우 수직응력은 지르코니아 분말에 비하여 매우 큼을 알 수 있으며, 알

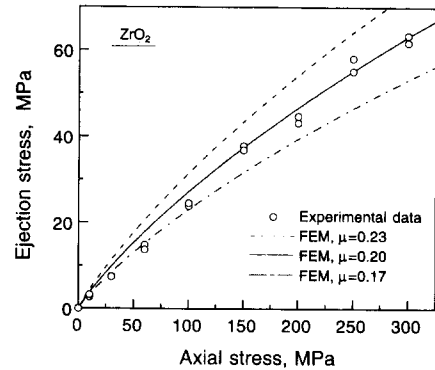


Fig. 14 Comparison between experimental data and finite element calculations for the variation of ejection stress with axial stress of zirconia powder during cold die compaction.

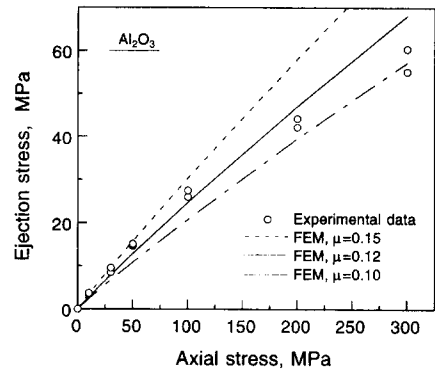


Fig. 15 Comparison between experimental data and finite element calculations for the variation of ejection stress with axial stress of alumina powder during cold die compaction.

루미늄 분말 성형체가 지르코니아 분말 성형체에 비하여 2 mm 정도 더 높으므로 작용하는 하중도 더 크게 나타나게 된다. 냉간금형압축시 이젝트 하중은 금형 벽면에 작용하는 수직응력의 크기에 비례하며, Fig. 14와 Fig. 15에서 100 MPa의 냉간금형압축시 각각의 가압력에 해당하는 이젝트 압력은 비슷함을 알 수 있다. 따라서, Fig. 14와 Fig. 15에서 결정된 각 분말의 마찰계수는 상당한 차이를 나타낼 수밖에 없음을 알 수 있다. 본 논문에서는 유한요소해석시 조합유동법칙을 사용하였다. 따라서 냉간금형압축시 반경방향의 변형률은 0이라는 경계 조건에 해당하는 반경방향응력의 차이는 Fig. 9와 Fig. 10의 항복함수의 형태에서 기인함을 알 수 있다.

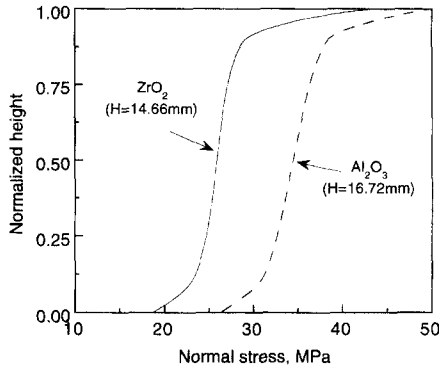


Fig. 16 Finite element calculations for the variation of normal stress applied to the inside of the die wall after unloading of the axial stress of 100 MPa prior to ejection.

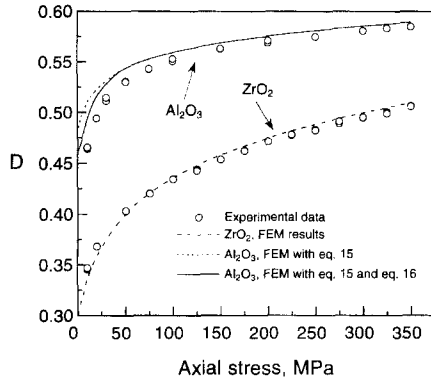


Fig. 17 Comparison between experimental data and finite element calculations for the variation of relative density with axial stress of zirconia powder and alumina powder during cold die compaction.

Fig. 17은 일방향 압축으로 지르코니아 분말과 알루미나 분말을 냉간금형압축할 때 가압력에 따른 상대밀도의 변화를 나타내는 실험치와 계산치들을 각각 나타낸다. 분말 성형체와 금형 벽면 사이의 마찰계수는 Fig. 14와 Fig. 15에서 구한  $\mu=0.2$ 와  $\mu=0.12$ 를 사용하였다. 유한요소해석에서의 시편의 평균 상대밀도는 다음의 관계식으로부터 구하였다.

$$D_{avg} = \frac{\sum_{j=1}^M D_j V_j}{\sum_{j=1}^M V_j} \quad (20)$$

여기서,  $D_j$ ,  $V_j$  및  $M$ 은 각각  $i$ 번째 요소의 상대 밀도, 체적 및 전체 요소의 개수를 나타낸다. Fig. 17에서 지르코니아 분말의 경우 유한요소해석에 의

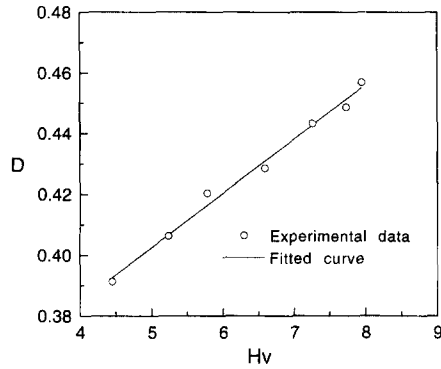


Fig. 18 Variation of relative density with Vickers hardness(Hv) for zirconia powder compacts.

한 결과는 실험치를 매우 잘 예측하고 있음을 알 수 있다. Fig. 17의 알루미나 분말의 경우 점선은 식 (15)를 사용하여 수행한 유한요소해석의 계산치이며, 실선은 식 (15)와 (16)을 식 (17)과 같이 혼합한 후 수행한 유한요소해석의 계산치를 나타낸다. 알루미나 분말의 경우 전 압력구간에 걸쳐 실험치에 비하여 좀 더 높게 예측하고 있으나 낮은 압력에서의 상대밀도변화를 나타내는 식 (16)을 사용한 계산치가 실험치에 좀 더 근접한 결과를 나타냄을 알 수 있다.

Fig. 18은 지르코니아 분말의 비커스 경도 값과 상대밀도의 관계를 나타내며, 경도 값을 구하기 위한 시편 및 경도측정방법은 2.3절에서 기술하였다. Fig. 18의 실험치를 곡선점합하면 다음과 같이 지르코니아 분말 성형체의 상대밀도와 비커스 경도의 관계를 얻을 수 있다.

$$D=0.31349+0.01781 \cdot Hv \quad (21)$$

Fig. 19는 100 MPa의 가압력으로 일방향 냉간금형압축한 후 지르코니아 분말 성형체를 하부에서 상부방향으로 이젝트하였을 때 분말 성형체 내부의 상대밀도분포를 나타내는 (a) 실험치와 (b) 유한요소해석의 결과를 나타낸다. 냉간금형압축으로 성형된 성형체의 경도 값을 측정후 Fig. 18의 관계식을 이용하여 상대밀도의 분포를 Fig. 19(a)에 나타내었다. 냉간금형압축에 의한 시편의 상대밀도는  $D=0.4344$ 였으며, 유한요소해석에 의한 계산치는  $D=0.4359$ 로써 거의 차이가 없었다. 그러나 Fig. 19에서와 같이 경도측정에 의한 실험치는 계산치에 비하여 전체적으로 약간 낮게 보임을 알 수 있다. 이러한 경향은 시편의 절단가공시 발생하는

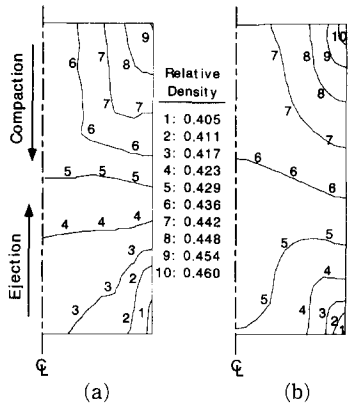


Fig. 19 Comparison between (a) experimental data and (b) a finite element result for relative density contour plot of a zirconia powder compact by single action pressing.

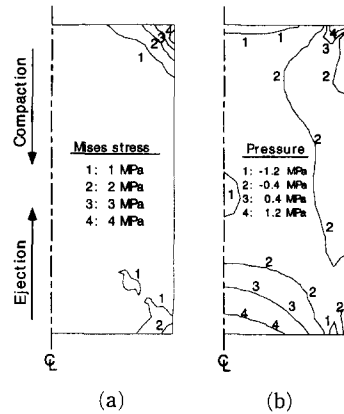


Fig. 21 Finite element calculations for distributions of (a) residual Mises stress and (b) residual hydrostatic stress of a zirconia powder compact ejected from the die after pressed under 100 MPa by single action pressing.

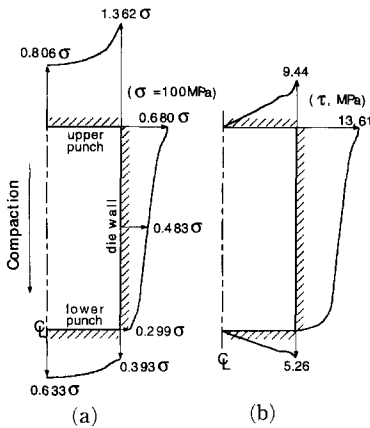


Fig. 20 Finite element calculations for distributions of (a) normal stress and (b) shear stress applied to the surface of upper and lower punches and inside of the die walls under uniaxial stress of 100 MPa by single action pressing.

잔류응력의 영향으로 판단된다. Fig. 19(a)에서 금형과 분말 성형체 사이의 마찰의 영향으로 상대밀도는 성형체의 상부 모서리부근에서 가장 높고, 하부 모서리부근에서 가장 낮음을 알 수 있다. Fig. 19(b)의 유한요소해석에 의한 계산치는 Fig. 19(a)의 실험치와 거의 유사한 경향을 보임을 알 수 있다. Thompson<sup>(28)</sup>은 시편의 중심 축의 상대밀도는 상부에서 하부까지 일정하다고 가정한 후 식 (19)를 유도하였으나 본 논문의 실험결과와 유한요소 계산치로부터 시편의 중심 축에서의 상대밀도는 일

정하지 않음을 알 수 있다.

Fig. 20은 일방향압축으로 지르코니아 분말을 냉간금형압축할 때 가압력이 100 MPa인 경우 상, 하부의 압축편치와 금형의 벽면에 작용하는 (a) 법선응력과 (b) 전단응력의 분포에 대한 유한요소 해석의 결과이다. Fig. 20(a)에서 법선응력의 크기는  $\sigma=100$  MPa에 대한 상대값으로 나타내었다. 마찰의 영향으로 인하여 원주면에 작용하는 법선응력은 성형체의 상부 모서리에서 가장 크고, 하부 모서리에서 가장 작음을 알 수 있다. Thompson<sup>(28)</sup>은 상부와 하부편치에 작용하는 법선응력의 반경 방향 분포는 모두 포물선형태를 갖는다고 하였으나 본 실험에서는 Fig. 20(a)에서와 같이 포물선과는 다른 형태를 가짐을 알 수 있다. Fig. 20(b)에서 중심축에서의 전단응력은 최대칭으로 인하여 0의 값을 가짐을 알 수 있다. 금형 벽면에 작용하여 금형의 수명에 영향을 미치는 마찰력을 발생시키는 전단응력은 하부 모서리에서 0의 값을 가지며, 상부 모서리에서 최대값을 가짐을 알 수 있다.

Fig. 21은 100 MPa의 가압력으로 지르코니아 분말을 일방향 냉간금형압축한 후 성형체를 하부에서 상부 방향으로 이젝트하였을 때, 분말 성형체의 내부에 작용하는 (a) 잔류 Mises 응력과 (b) 잔류 정수응력분포를 나타내는 유한요소해석의 결과이다. Fig. 21(a)에서 잔류 Mises 응력은 성형체의 상단부에서 가장 크며, Fig. 21(b)에서 잔류정수응력은 성형체의 중심부에서는 거의 없음을 알 수 있

다. Fig. 21로부터 원주형상의 성형체를 냉간금형 압축한 후 이젝트하였을 때 성형체 내부에 작용하는 잔류응력의 크기는 가압력의 크기에 비하여 매우 작음을 알 수 있다.

## 5. 결 론

지르코니아 분말과 알루미늄 분말의 삼축압축실험을 수행하여 세라믹 분말의 치밀화 거동을 예측할 수 있는 항복함수를 제안하였으며, 제안된 항복함수를 유한요소해석에 적용하여 냉간금형압축 공정을 해석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 삼축압축실험으로부터 정수응력과 편차응력이 증가함에 따라 직선형태에서 완만한 곡선형태로 변화하는 등밀도실험치를 얻을 수 있었으며, 이를 곡선접합한 결과 세라믹 분말의 치밀화 거동을 예측할 수 있는 모델, 즉 임계상태와 곡선 캡형태의 항복함수를 얻을 수 있었다.

(2) 삼축압축실험에서 구한 항복함수를 사용한 유한요소해석의 결과는 세라믹 분말의 냉간금형압축시 가압력에 따른 상대밀도의 실험치를 잘 예측할 수 있었다.

(3) 비커스 경도계를 사용하여 분말 성형체 내의 상대밀도분포를 간접적으로 구할 수 있었으며, 유한요소해석의 결과는 실험에서 구한 상대밀도의 분포와 거의 유사한 경향을 보였다.

## 후 기

본 논문은 한국과학재단 '97 핵심전문연구 지원 과제(971-1007-042-2)에서 지원된 연구비로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

## 참고문헌

- (1) Klocke, F., 1997, "Modern Approaches for the Production of Ceramic Components," *J. Euro. Ceram. Soc.*, Vol. 17, pp. 457~465.
- (2) Thornton, C., 1987, "Computer Simulated Experiments on Particulate Materials," in *Tribology in Particulate Technology*, ed. by Briscoe, B. J. and Adams, M. J., Adam Hilger Publishers, Bristol, pp. 292~302.
- (3) Lewis, R. W. and Schrefler, B. A., 1987, *The Finite Element Method in The Deformation and Consolidation of Porous Media*, New York, Wiley.
- (4) Strijbos, S., Broese, A. V. G. and Vermeer, P. A., 1979, "Recent Progress in Understanding Die Compaction of Powders," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 62, pp. 57~59.
- (5) Vermeer, P. A., 1977, "A Double Hardening Model for Sand," *Delft Progr. Rep. Civil Eng.*, Vol. 2, pp. 303~320.
- (6) Schwartz, E. G. and Weinstein, A. S., 1964, "Model for Compaction of Ceramic Powders," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 48, No. 7, pp. 346~350.
- (7) Broese, A. V. G., 1978, "Pressing of Ceramic Powders : A Review of Recent Work," *Powder Metall. Int.*, Vol. 10, No. 4, pp. 206~211.
- (8) Shima, S. and Mimura, K., 1986, "Densification Behavior of Ceramic Powder," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 28, No. 1, pp. 53~59.
- (9) Bortzmeyer, D., 1990, *Compaction des Poudres Ceramiques*, Doctoral Thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- (10) Yen, K. Z. Y. and Chaki, T. K., 1992, "A Dynamic Simulation of Particle Rearrangement in Powder Packings with Realistic Interactions," *J. Appl. Phys.*, Vol. 71, No. 7, pp. 3164~3173.
- (11) 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.
- (12) Strijbos, S. and Vermeer, P. A., 1978, "Stress and Density Distribution in The Compaction of Powders," in *Processing of Crystalline Ceramics* ed. by Palmour, H., Davis, R. F. and Hare, T. M., *Materials Science Research*, New York, pp. 113~123.
- (13) Broese, A. V. G. and Lissenburg, R. C. D., 1983, "Inhomogeneous Density in Die Compaction : Experiments and Finite-Element Calculations," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 66, No. 9, pp. c156~c158.
- (14) *ABAQUS User's I and II Manual*, Hibbitt,

- Karlsson, and Sorensen, 1996.
- (15) Aravas, N., 1987, "On The Numerical Integration of A Class of Pressure-dependent Plasticity Models," *Int. J. Num. Meth. Engrg.*, Vol. 24, pp. 1395~1416.
- (16) Lush, A. M., Weber, G. and Anand, L., 1989, "An Implicit Time-integration Procedure for a Set of Internal Variable Constitutive Equations for Isotropic Elasto-Viscoplasticity," *Int. J. Plasticity*, Vol. 5, pp. 521~549.
- (17) Govindarajan, R. M., 1992, *Deformation Processing of Porous Metals*, Doctoral thesis, University of Pennsylvania, U. S. A.
- (18) 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.
- (19) Meerman, W. C. P. M. and Knaapen, A. C., 1979, "A High Pressure Triaxial Testing Cell," *Powder Tech.*, Vol. 22, pp. 271~278.
- (20) Abe, O., Iwai, S., Kanzaki, S., Ohashi, M. and Tabata, H., 1986, "Influence of Size and Shape on Homogeneity of Powder Compacts Formed by Cold Isostatic Pressing," *Yogyo-Kyokai-Shi*, Vol. 94, No. 10, pp. 1092~1098.
- (21) Rajab, M. and Coleman, D. S., 1985, "Density Distribution in Complex Shaped Parts Made from Iron Powders," *Powder Metall.*, Vol. 28, No. 4, pp. 207~216.
- (22) Wang, J. C., 1984, "Young's Modulus of Porous Materials," *J. Mater. Sci.*, Vol. 19, pp. 801~814.
- (23) Schofield, A. and Wroth, P., 1968, *Critical State Soil Mechanics*, McGraw-Hill, London.
- (24) DiMaggio, F. L. and Sandler, I. S., 1971, "Material Model for Granular Soils," *J. Eng. Mech. Div., Proc. ASCE*, Vol. 97, EM3, pp. 935~950.
- (25) Brekelmans, W. A. M., 1990, "Comparison of Two Drucker-Prager-type Constitutive Models for Granular Material Behavior in Uniaxial Compression," *Powder Tech.*, Vol. 62, pp. 21~26.
- (26) Govindarajan, R. M. and Aravas, N., 1994, "Deformation Processing of Metal Powders: Part I-Cold Isostatic Pressing," *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 36, No. 4, pp. 343~357.
- (27) Ramakrishnan, N. and Arunachalam, V. S., 1993, "Effective Elastic Moduli of Porous Ceramic Materials," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 76, No. 11, pp. 2745~2752.
- (28) Thompson, R. A., 1981, "Mechanics of Powder Pressing: I, Model for Powder Densification," *Ceramics Bulletin*, Vol. 60, No. 2, pp. 237~243.
- (29) Ozkan, N. and Briscoe, B. J., 1997, "Characterization of Die-Pressed Green Compacts," *J. Euro. Ceram. Soc.*, Vol. 17, pp. 697~711.
- (30) Unckel, H., 1945, "Experimental Results of Pressing Metal Powders," *Archiv fur das Eisenhüttenwesen*, Vol. 18, No. 7, pp. 161~167.
- (31) 권영삼, 이희태, 김기태, 1996, "금속 분말의 냉간금형압축 해석," *대한기계학회논문집(A)*, 제20권, 제6호, pp. 1893~1902.
- (32) *Ceramic Sources '89*, Vol. 4, ACeS, 1989.