Journal of Korean Powder Metallurgy Institute
Vol. 11, No. 4, 2004

# 나노 구리 분말의 냉간정수압 공정에 대한 치밀화 거동 해석

**윤승채** · 김형섭† · 이창규**
충남대학교 대학원 금속공학과
**한국원자력연구소

# Analysis of Densification Behavior of Nano Cu Powders during Cold Isostatic Pressing

**Seung Chae Yoon, Hyoung Seop Kim† and Chang Kyu Rhee****
*Chungnam National University, Daejeon 305-764, Korea*
** *Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, 305-353, Korea*
(Received 22 July 2004 ; Accepted form 17 August 2004)

**Abstract** In the study, a hybrid constitutive model for densification of metallic powders was applied to cold isostatic pressing. The model is based on a pressure-dependent plasticity model for porous materials combined with a dislocation density-based viscoplastic constitutive model considering microstructural features such as grain size and inter-particle spacing. Comparison of experiment and calculated results of microscale and nanoscale Cu powders was made. This theoretical approach is useful for powder densification analysis of various powder sizes, deformation routes and powder processing methods.

**Key words :** Nano powder, Powder plasticity, Viscoplastic constitutive equation, Powder consolidation. Grain size effect, Dislocation density

## 1. 서 론

분말성형은, 잘 알려진 바와 같이 재료의 분말공정을 통하여 경제성과 재료 절감의 효과를 얻을 수 있고 소성가공의 성형을 통한 우수한 생산 속도와 제품 성질을 얻을 수 있는 장점이 있어, 고강도 제품 제조를 위한 공정으로서 많은 각광을 받고 있다.[1] 소결공정을 통해 얻은 분말 소결체의 대부분은 이론밀도를 가지지 못하며, 열간 공정으로 인한 내부 미세조직의 성장 또는 분말 소결체 내의 기공으로 인한 기계적 성질 저하 등의 문제를 가지고 있다. 이에 정수압을 통한 분말성형은 금속, 고분자 그리고 세라믹과 같은 분말 재료의 균일한 치밀화를 이루기 위한 중요한 공정이다.[2] 분말성형에 있어서 정수압과 밀도는 매우 중요한 관계를 가지고 있다. 오래전부터 분말 재료의 압력과 밀도와의 관계를 구하기 위해 많은 시도가 되어왔다. 압력-밀도의 관계를 구하기 위한 실험에서는 초기 밀도, 압력, 온도 그리고 시간과 같은 여러 파라미터들이 복잡한 공정의 분석을 위해 사용되어져 왔다.[1,2]

또한 최근에는 나노 재료에 대한 관심과 연구과 활발히 진행되어지면서 결정립 크기를 100 nm 이하로 유지하는 동시에 이론밀도에 가까운 밀도를 얻기 위한 노력이 진행되고 있다. 재료 내부의 조직학적으로는 나노 결정립 구조를 유지하면서 이론 밀도를 얻기 위한 새로운 소결 기술들의 연구가 진행 중이며, 시편 외부 형상의 측면에 있어서는 나노 금속 분말 재료의 유효 크기와 기하학적인 형상을 동시에 유지하는 제조 공정이 필요하게 되었다.[3-8]

이와 같이 나노 결정립 크기를 갖는 분말을 고형화하기 위한 정수압 공정은 분말의 크기, 모양, 구성한 분말들의 양, 압력, 온도 그리고 시간과 같은 가

†hskim@cnu.ac.kr

공 변수들과 함께 분말 물성을 고려해야 한다.[2,9,10] 기존의 분말 치밀화를 위한 분말 성형 모델들이 제안되어 왔고,[11-13] 최근에는 재료의 미세조직을 고려한 분말치밀화 모델에 대해서도 연구가 활발하게 진행되고 있다.[14,15] 구성모델에서 기지재료의 미세조직을 고려하는 것은, 재료의 조직학적인 특성과 기지 금속의 변형 거동이 분말 치밀화 현상과 매우 관련이 깊기 때문에 매우 중요한 의미를 가진다.[2,14] 재료의 내부변수로서, 미세조직과 변형에 따른 전위밀도의 진화를 관련시켜 전위밀도의 진화를 고려하는 통합형 점소성 구성모델이 점차 금속의 변형거동 해석에 많이 사용되고 있다.[16] 이 모델은 나노/초미세 결정립 재료의 소성변형 거동에 대한 결정립도 의존성을 고려할 수 있으므로 매우 유용하다.[2,14-16]

본 연구에서는 분말의 소성 치밀화 모델과 통합형 점소성 구성모델을 결합하여 분말의 정수압 공정 해석 결과와 본 모델을 이용한 이론적 결과와 실험결과를 비교할 뿐만 아니라, 정수압 공정을 진행할 때 재료의 결정립도 효과 및 정수압의 효과를 고찰하고자 한다.

## 2. 분말성형을 위한 소성이론

분말성형은 일반적으로 압분-소결 공정을 거친 후에 분말단조, 분말압출, 분말압연 등 소성가공을 이용한 성형 공정을 실시하여 분말 재료 예비 성형체의 실질적인 치밀화 공정을 통하여 최종 형상을 얻는 공정이다.[1,2] 그러나 분말성형 공정을 성공적으로 수행하기 위해서는 금속유동, 열전달, 마찰, 미세조직 변화 등 여러 가지 작용하는 현상에 대한 상세한 이해가 요구된다. 이러한 공정변수와 설계변수는 실험적 연구와 이론적 연구를 통하여 최적화될 수 있다.

가공 공정을 정확히 이해하기 위해서 각 재료 변수들을 조절해 가며 실험을 반복 수행하는 방법이 있으나, 이론적 내용을 바탕으로 한 분말가공 공정에 대한 해석이 가능하다면 경제적, 정량적 접근 또한 가능할 것이다. 다공질 소결금속이나, 금속 분말의 변형거동을 이론적으로 해석하려면, 각각의 기공의 특성이나 분말 입자의 변형 및 분말과 분말의 미시적 상호 작용을 고찰하여 거시적 연속체 역학과 관련한 수학적 모델이 필요하다. 많은 연구자들은 압력에 의존하는 일반적인 재료의 소성 항복함수로서 다음의 t 식을 사용한다.

$$AJ_2^{'}+BJ_1^2=\eta\sigma_s^2=\sigma_R^2 \tag{1}$$

여기서 $J_1$과 $J_2^{'}$은 각각 1차 응력 불변량과 2차 편차응력 불변량이고, $\sigma_R$은 다공질 금속의 겉보기 항복응력, $\sigma_s$는 비다공질인 기준 금속의 항복응력이다. $\eta$는 기하학적인 경화항으로 상대밀도 R의 함수이며, 매개변수 A와 B는 상대밀도 R의 함수인데,[1,2,13] 한 가지 주목할 점은, 재료의 상대밀도 R이 1에 근접하면 재료는 비다공질인 Von Mises재료가 되는 것이므로 A는 3에 B는 0에 접근해야 하며,[1,2] 또한 위 항복식은 1축 응력 상태에서도 만족되어야 한다. 즉 1축 응력 상태에서는 $J_1=\sigma_{11}$, $J_2^{'}=\sigma_{11}^2/3$, $\sigma_R=\sigma_{11}$ 이므로 식 (1)로부터 다음과 같은 식 (2)를 얻을 수 있다.

$$\frac{A}{3}+B=1 \tag{2}$$

매개변수 A와 B의 형태는 식 (2)에서 보는 것과 같이 어느 정도 실험에 기초해야 하는데, 이에 Shima와 Oyane[11]은 철과 구리 분말의 실험을 바탕으로 다음의 A와 B의 식을 얻었다.

$$A=3,\ B=\frac{2.49^2}{9}(1-R)^{1.028} \tag{3}$$

압력에 의존하는 다공질 재료의 소성 이론의 모델을 위하여 Doraivelu 등[13]과 Lee와 Kim[1,2]은 다음과 같은 식 (4)를 사용하였다.

$$A=2+R^2,\ B=\frac{1-R^2}{3} \tag{4}$$

R = 1인 완전 치밀한 재료에서 항복조건 식 (3)과 식 (4)는 모두 Von Mises항복 조건과 일치한다. Lee와 Kim[1,2]은 다공질 재료의 소성변형 해석에 대한 압력 의존 항복함수 식 (5)를 제안하였다.

$$(2+R^2)J_2^{'}+\frac{1-R^2}{3}J_1^2=\sigma_r^2=\left(\frac{R-R_C}{1-R_C}\right)^2\sigma_s^2 \tag{5}$$

여기서 $R_C$는 다공질 재료의 항복응력이 0이 되는 임계상대밀도의 물리적 의미를 내포하고 있으며, 실험으로 얻을 수 있는 재료상수이다. 즉 밀도 $R$이 임계상대밀도에 해당하는 $R_C$에서 응력 값이 0이라는

것을 의미한다. 상대밀도에 의존하는 이러한 강화를 '기하학적 강화' 또는 '치밀화 강화'라고 부르며 $[(R-R_C)/(1-R_C)]$의 식으로 표시될 수 있다. 또한 기지재료의 변형에 따른 강화는 '변형강화'라고 하는데 $\sigma_s$의 변화로 나타낸다.[1,2] 따라서 다공질 재료의 총 경화는 기하학적 경화와 변형경화의 곱으로 표시된다. 이후에 Kim[17]은 분말의 낮은 초기 밀도와 낮은 임계상대밀도를 고려하여 분말의 거동을 설명하는 다음과 같은 식을 제안하였다.

$$(2+R^2)J_2^{'}+\frac{1-R^2}{3}J_1^2=\sigma_r^2=\left(\frac{R-R_T}{1-R_T}\right)^{\frac{0.85}{R_T}}\sigma_s^2 \tag{6}$$

여기서 $R_T$는 분말의 두드림 밀도이다. 결정입도, 입자 크기, 용질 농도 등의 효과는 전위밀도에 기초한 점소성 구성 모델을 따르는 기지재료의 변형강화항을 포함한 $\sigma_s$로서 고려될 수 있다.

## 3. 통합형 점소성 모델

본 연구에서는 금속분말에서 기지재료의 결정립도 및 미세조직이 변화할 때에도 변형거동을 기술할 수 있는 통합형 점소성 구성모델을 사용하였다.[14-16] 이 모델을 사용할 경우 결정립도, 강화입자, 용질효과 등의 많은 미세조직학적인 요인의 효과를 고려한 소성변형 거동을 해석할 수 있다. 고전적인 소성이론은 변형속도에 무관하므로 변형의 시간의존성은 현상학적으로 개발된 크립 모델을 통하여 고전적인 해석이론에 도입되었지만, 소성과 크립은 고전이론에서는 상호 독립적이다. 점소성 구성 방정식은 소성과 크립의 이러한 구별을 제거하기 위하여 시도되었다. 통합형 점소성 이론은 일반적으로 탄성과 비탄성 변형이 모든 하중단계에서 존재하기 때문에 항복조건이 필요 없게 된다. 점소성 이론에서는 하중과 제하의 구분이 필요 없게 되므로 해석 과정이 대단히 간단해진다.[2,14]

이 연구에서 사용된 기지상의 기계적인 거동을 기술하는 점소성 구성모델은 다음과 같다. 본 연구에서처럼 정수압 하에서 재료의 응력-변형 거동을 알아내기 위해서는 통합형 이론의 가장 간단한 형태를 사용하여도 충분하다. 총 변형률 속도는 탄성성분과 비탄성성분으로 분리할 수 있는데, 탄성성분은 Hooke의 법칙의 시간 미분으로 주어지고, 비탄성성분에서는 Prandtl-Reuss 유동법칙을 적용할 수 있다. 1개의 내부변수로 표시되는 통합형 구성모델에서 유효소성변형률속도 $\dot{\varepsilon}_p$는 유효응력 $\sigma$과 다음과 같은 멱함수 관계가 있다.

$$\dot{\varepsilon}_p=\dot{\varepsilon}_*\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m Z^{-\frac{m}{2}} \tag{7}$$

식 (7)은 Power-law를 기초로 하고 있으며[18], 여기서 $Z$는 무차원의 전위밀도이다.[2] $\sigma_0$는 초기 전위밀도와 관련이 되어있고, 지수 $m$은 Al과 같은 체심입방정 금속에서는 응력에 무관한 수이며, 매개변수 $\dot{\varepsilon}_*$는 변형률속도의 단위를 갖는 정규화 상수이다. 무차원의 전위밀도 $Z$의 유효소성변형률 $\varepsilon_p$에 따른 변화는 다음과 같다.

$$\frac{dZ}{d\varepsilon_p}=C+C_1\sqrt{Z}-C_2Z \tag{8}$$

여기서 $C_2$는 다음과 같이 기술할 수 있다.

$$C_2=C_{20}\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{-\frac{1}{n}} \tag{9}$$

위 식은 기지의 강화를 기술하는 식으로 사용되고, 저온에서 면심입방정 금속의 매개변수 $C$, $C_1$, $C_{20}$, $\sigma_0$, $\dot{\varepsilon}_*$, $\dot{\varepsilon}_0$는 상수로 간주될 수 있으며, 지수 $m$, $n$은 절대온도 T의 함수이고, 상온에서 일정하다고 간주될 수 있다. 식 (8)의 우변에서 처음 두 항은 가공경화 항이고 $-C_2Z$은 (-) 부호에서 볼 수 있듯이 전위의 소멸을 나타내는 항이다. 매개변수 $C$가 결정립도에 반비례함이 매우 중요한 사항이다. 위 모델은 항복조건이 필요 없는 점소성 재료를 위하여 개발되었지만, 항복조건을 필요로 하는 다공질 재료의 소성모델과 결합시킬 수 있다. 이는 기지금속의 유효응력 $\sigma_s$를 점소성 모델에서 구한 비다공질 재료의 유효응력 $\sigma$으로 놓음으로 가능하다. 또한 구리 기지에 사용된 점소성 모델 parameter 값은 다음과 같다. $C_1$=52.86, $C_{20}$=18.5, $m$=230, $n$=21.25, $\dot{\varepsilon}_*$=0.005 $s^{-1}$, $\dot{\varepsilon}_0$=1, $\sigma_0$=180 MPa, 탄성계수는 145 GPa의 값을 사용하였다.[2]

C=0는 조대한 입자가 존재하지 않는 재료에 해당하며, 미세한 재료의 기지를 기술할 경우, C 이외의 다른 변수들은 변하지 않는다. 미세 결정립의 재료에서는 결정립도 효과를 나타내기 위해 C를 조정해야

한다. C는 다음과 같이 결정립도에 반비례하며, 전위의 평균이동거리가 결정립도에 의해 결정되어진다.

$$C = M\frac{b}{d}\left(\frac{M\alpha G}{\sigma_0}\right)^2 \tag{10}$$

여기서 d는 기지재료의 결정립도이며, b는 전위의 버거스 벡터, $G$는 전단계수, M은 테일러 상수, $\alpha$는 상수이다. 본 식에는 $G$=42.1 GPa, $\sigma_0$=180 MPa, $b$=0.256 nm, M=3.06, $\alpha$=0.33을 사용하였으며[2], 분말 기지금속의 평균 결정입도는 분말의 크기와 같다고 가정하였다.

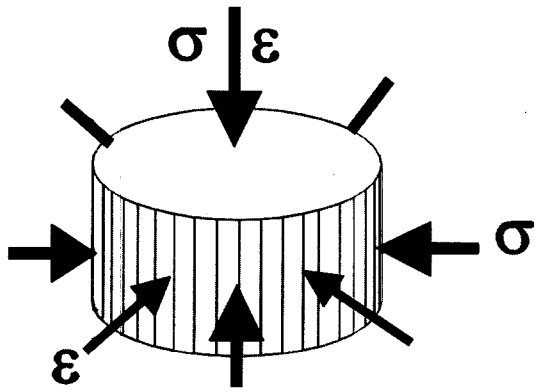



**Fig. 1. Schematic showing the stress and strain acting during cold isostatic pressing.**

## 4. 정수압 계산 및 결과 해석

점소성 모델과 이론을 기초로 정수압을 받는 나노 금속 분말의 치밀화 과정을 해석하였다. 재료가 정수압 P의 상태에 있으면, 응력과 변형률 관계가 다음과 같이 된다. (그림 1)

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = -P,\ \ \sigma_{12} = \sigma_{23} = \sigma_{31} = 0$$
$$\varepsilon_{11} = \varepsilon_{22} = \varepsilon_{33} = \varepsilon,\ \ \varepsilon_{12} = \varepsilon_{23} = \varepsilon_{31} = 0 \tag{11}$$

또한 부피는 변하나 질량은 보존이 되므로 변화된 밀도는 다음과 같다.

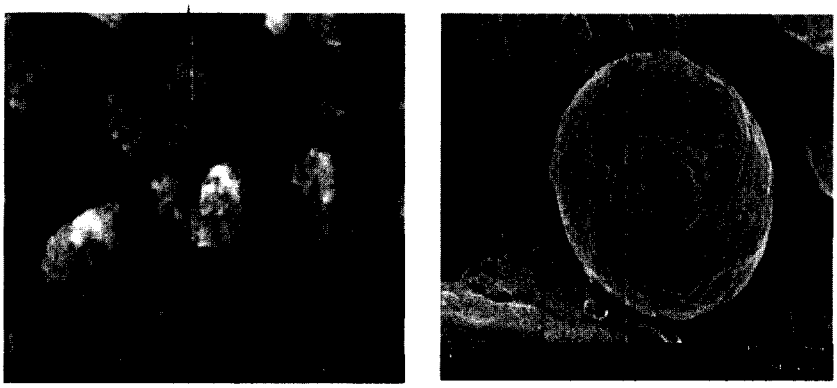
$$R = R_0 e^{-(\varepsilon_{11}+\varepsilon_{22}+\varepsilon_{33})} \tag{12}$$

여기서 R는 변형 후의 밀도이고, $R_0$는 초기 상대밀도이다. 위와 같은 식들을 이용하여 식 (6)으로부터 밀도와 압력의 관계를 기술할 수 있다. 또한 식 (6)에서 분말 성형 조건이 정수압 상태이기 때문에 $J'_2$=0이며, $J_1$만 존재하게 되어, 압력과 응력의 관계는 식 (13)과 같이 기술할 수 있다.

$$\frac{1-R^2}{3}J_1^2 = \sigma_r^2 \tag{13}$$

3축에서 모두 P의 압력이 작용하기 때문에 식 (13)은 식 (14)로 기술될 수 있다.

$$P = \sqrt{\frac{\left(\frac{R-R_T}{1-R_T}\right)^{\frac{0.85}{R_T}} \cdot \sigma_0^2}{3(1-R^2)}} \tag{14}$$



(a) (b)

**Fig. 2. Scanning electron micrographs of copper powders (a) 100 nm and (b) 2.5 μm in diameter.**

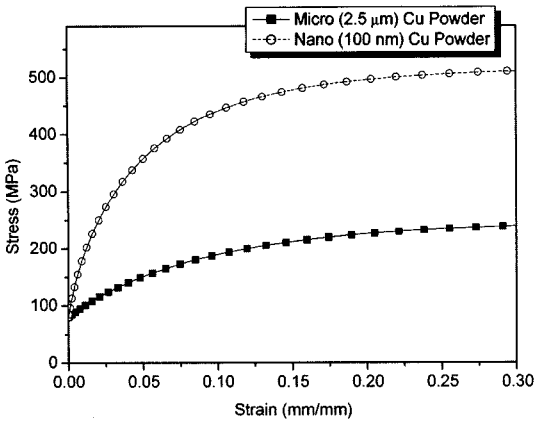



**Fig. 3. Strain-stress curves for Cu powder for different grain sizes at a constant punch velocity 3 mm/s.**

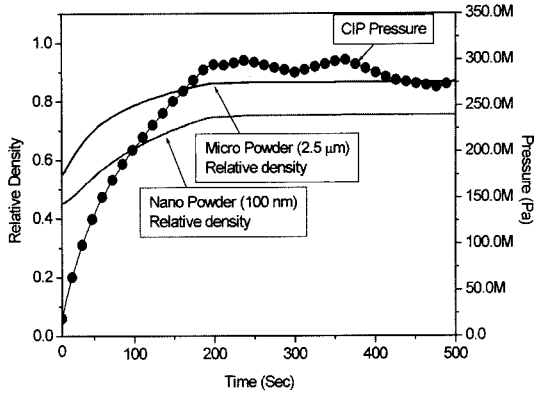



**Fig. 4. Calculated relative density curves with time of coarse and fine copper powders and measured pressure during the cold isostatic pressing.**

구체적인 계산 과정은 참고문헌 [19]에 나타나 있다. 분말의 겉보기 항복응력 $\sigma_s$는 치밀화경화 $[(R-R_T)/(1-R_T)]^{(0.85/R_T)}$와 가공경화항인 $\sigma_s$를 포함하며, 정수압에 의해 치밀화를 나타내는 거동을 기술할 수 있다. 본 실험에서 사용한 구리 분말의 평균 크기는 나노 구리의 경우 직경이 약 100 nm이고, 마이크로 구리인 경우에는 약 2.5 $\mu$m의 분말을 사용하였다 (그림 2). 그림 3에서는 일정한 속도 (3 mm/s)로 일축압분 공정시 100 nm 구리 분말의 이론적인 유동응력이 2.5 $\mu$m의 경우보다 2배 이상으로 높음을 관찰할 수 있다. 그러나 정수압압축 공정은 일축압분 공정과 달리 펀치의 속도 또는 압력 증가율이 일정한 것이 아니라, 시간에 의존하는 함수이기 때문에 압력 증가율이 변화하면 이에 따라 분말에 가해지는 압력도 시간에 따라 변화하는 공정이다. 따라서 입력 값인 시간에 따른 압력의 변화를 알아야 한다.

그림 4는 실제 실험을 통해 정수압을 300 MPa까지 올리는 시간과 압력의 값을 측정한 후 그 시간과 압력에 따른 나노 분말과 마이크로 분말의 치밀화 정도를 전 절에 서술한 이론적 모델을 바탕으로 계산한 결과이다. 압력이 시간에 따라 변화하기 때문에 압력 증가율에 따라 분말 재료의 밀도 증가율이 변화하는 것을 관찰할 수 있다. 200초 이전의 초기 단계에서는 압력이 빠르게 증가하고 밀도도 빠른 증가를 보이고, 그 이후에는 압력이 거의 일정하고 치밀화 속도도 거의 0에 가깝다. 이를 바탕으로 그림 5에 마이크로 구리 분말과 나노 구리 분말을 실험하여 얻은 결과(압력-밀도)와 본 이론적 모델을 사용하여 계산된 결과를 나타내었다. 초기에 3축에서 작용하는 압력으로 인해 분말의 밀도가 급격히 증가하는 것을 관찰할 수 있으며, 점차 분말의 밀도가 진밀도에 가까워지는 것을 알 수 있었다. 실제 실험에서 나타날 수 있는 분말의 회전이나, 분말의 크기의 불균일, 혹은 분말 미끄러짐 현상으로 인해 실제 실험과 계산에 오차의 요소로 작용할 수 있으나, 본 연구에서 사용된 계산 밀도에서는 오차 범위가 크게 나타나지 않았다. 이는 분말 재료에 정수압을 가하였기 때문에 분말의 미끄러짐 현상 및 회전이 작고, 또한

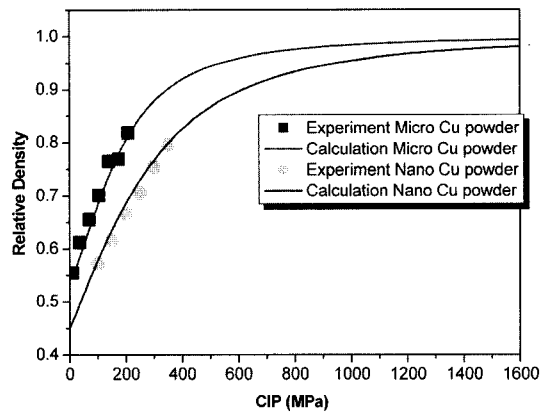



**Fig. 5. Comparison of calculated and measured compaction curves (relative density vs. pressure) of micro-sized and nano-sized copper powders. Symbol is experiment values and the csurve correspond to the calculated results.**

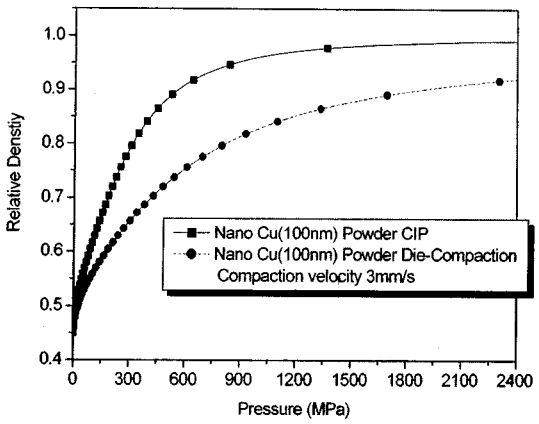



**Fig. 6. Comparison of the calculated cold isostatic pressing and die compaction processing of fine sized powder.**

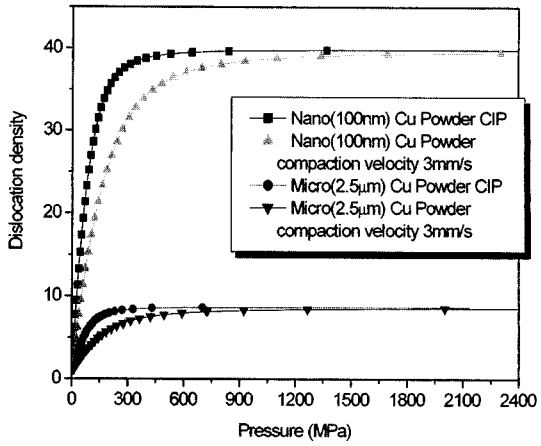



**Fig. 7. Calculated normalized dislocation density curves with applied pressure.**

분말이 균일하여 실험값과 계산값이 잘 맞는다고 생각되어진다. 또한 나노 분말의 경우 전위의 평균 자유이동거리(dislocation mean free path)가 극히 짧기 때문에 식 (10)에 의해서 가공경화 변수 C값의 큰 차이로 인해 마이크로 분말의 경우가 나노 분말보다 더 빨리 진밀도에 가까운 치밀화를 얻을 수 있었으며, 이는 분말의 기지 변형저항 차이와 연관이 있는 것으로 생각된다.[2)]

그림 6에서는 기존의 계산된 나노 크기의 분말에 있어서 일축압분에 의한 결과[2)]와 본 연구의 결과에서 냉간정수압 공정시 얻어진 나노 크기 분말에 있어서의 압력에 따른 밀도를 계산한 비교결과이다. 일축압분의 경우에는 $d\varepsilon_z$만이 주된 변형으로 작용되어 $d\varepsilon_z$의 변형정도에 따라 일축압분의 밀도가 결정되지만, 본 정수압 실험에서는 $d\varepsilon_{xx}$, $d\varepsilon_{yy}$, $d\varepsilon_{zz}$의 경우가 모두 작용하여 일축압분에 의한 밀도 증가보다 더 많은 변형량을 분말 재료가 얻을 수 있었기 때문에 일축압분의 경우 보다 정수압 공정에 의한 밀도 증가가 더 빨리 이루어지는 것임을 알 수 있었다.

그림 7에서는 나노 분말의 경우 마이크로 분말보다 더 많은 전위를 포함하고 있음을 알 수 있었고, 기존에 계산된 일축압분[2)]에 의한 전위밀도를 함께 정수압 공정시 나타나는 전위밀도에 대해서도 계산하여 표기하였다. 본 연구의 대상인 나노 구리의 결정립도가 100 nm로 미세하지만, 상온의 100 nm의 결정립도에서는 여전히 전위가 주변형기구이다[15,20)]. 그림 7에 나타낸 전위밀도는 정수압공정의 경우가 일축압분의 경우보다 더 빨리 증가하여 포화 상태를 이루고 있음을 관찰할 수 있으나, 결국 분말 크기가 같은 경우에는 증가율은 다르지만, 최종 포화되는 정도는 같다. 또한 다른 크기를 갖는 분말의 경우에는 전위밀도가 높은 경우 재료에 대한 기지의 변형저항 ($\sigma_s$)으로 인해 마이크로 크기의 구리 분말이 더 빨리 치밀화가 이루어졌지만, 같은 크기를 갖는 분말 재료에 대해서 일축압분 공정과 정수압 공정을 비교할 때, 정수압 공정이 빠른 전위밀도의 증가에도 불구하고 더 낮은 압력에서도 높은 치밀화를 이루는 것을 관찰할 수 있다. (그림 6) 이는 정수압의 경우 3축에 작용하는 동일한 압력으로 인해 일축압분 공정보다 더 많은 변형을 분말 재료가 균일하게 받기 때문에 일축공정보다 낮은 압력에서도 높은 치밀화 거동과 빠른 전위밀도 증가율을 얻은 것으로 생각되어진다. 이를 통해서도 알 수 있듯이, 정수압 공정을 통해서 더 효과적인 분말 치밀화를 얻을 수 있다.

## 5. 결 론

분말 고형화 공정인 정수압압축을 통한 분말 치밀화 거동을 해석하기 위해 다공질 재료에서 사용되는 소성이론에 기초한 항복조건식과 미세조직과 전위밀도의 진화를 고려한 점소성 구성모델을 사용하여 분말 크기에 따른 정수압 효과에 대해서 연구하였다. 정수압 하에서 두개의 다른 결정립 크기를 갖는 구리분말을 사용하여 실제 실험을 통해 얻은 값과 계

산 값을 비교하였는데, 결정립 크기가 다른 분말 재료의 경우, 재료가 받는 압력으로 인해 전위밀도가 증가하고, 그 전위밀도 증가로 인해 기지재료의 변형에 대한 저항 역시 증가하기 때문에 마이크로 구리 분말이 나노 구리 분말 보다 더 빨리 치밀화를 이룰 수 있었다. 그러나 본 모델을 사용하여 정수압 상태에서 분말의 치밀화가 일축압분에 비해 보다 낮은 압력상태에서도 높은 치밀화를 얻을 수 있는 것을 모델과 실험을 통해 관찰하였는데, 일축압분 보다 정수압의 경우에서 재료에 3방향으로 동일한 압력과 변형을 주기 때문에 많은 전위가 발생되어 기지 변형 저항이 증가하였음에도 불구하고, 3축에서 작용하는 정수압에 의한 균일한 압력과 변형이 재료에 작용함으로써 상대적으로 낮은 압력 상태에서도 분말의 효과적인 치밀화를 이룰 수 있었다.

## 감사의 글

이 연구는 나노핵심기반기술사업의 지원으로 수행되었다.

## 참고문헌

1. H. S. Kim and D. N. Lee: J. Kor. Inst. Met. Metal., **30** (1992) 37.
2. H. S. Kim: J. Kor. Inst. Met. Metal., **38** (2000) 817.
3. C. Suryanarayana: Ins. Mater. Rev., **40** (1995) 41.
4. K. Lu: Mater. Sci. Eng. Rep., **R16** (1996) 161.
5. H. Gleiter: Nanostruct. Mater., **6** (1995) 3.
6. R. W. Siegel: Nanostruct. Mater., **4** (1994) 121.
7. R. Birrnger, H. Gleiter, H. P. Klein and P. Marquardt: Phys. Lett., **A102** (1984) 365.
8. S. C. Yoon, S. J. Hong, M. H. Seo, Y. G. Jeong and H. S. Kim: J. Kor. Powder Metall. Inst., **11** (2004) 233.
9. R. W. Lewis, A. G. K. Jinka and D. T. Gethin: Powder Metall. Int., **25** (1993) 287.
10. D. T. Gethin, V. D. Tran, R. W. Lewis and A. K. Ariffin: Int. J. Powder Metall., **30** (1994) 385.
11. S. Shima and M. Oyne: J. Mech. Sci., **18** (1976) 285.
12. A. L. Gurson: J. Eng. Mater. Techno., **99** (1977) 2.
13. S. M. Doraivelu, H. L. Geger, J. S. Gunasekera, J. C. Malas, J. T. Morgan and J. F. Thomas: Int. J. Mech. Sci., **26** (1984) 527.
14. H. S. Kim, M. B. Bush and Y. Estrin: Mater. Sci. Eng., **A276** (2000) 175.
15. H. S. Kim, Y. Estrin and M. B. Bush: Acta Mater., **48** (2000) 493.
16. Y. Estrin, L. S. Toth, A. Molinari and Y. Brechet: Acta Mater., **46** (1998) 5509.
17. H. S. Kim: Mater. Sci. Eng., **A251** (1998) 100.
18. U. F. Kocks, A. S. Argon and M. F. Ashby: Prog. Mater. Sci., **19** (1975) 1.
19. H. S. Kim, Y. Estrin, E. Y. Gutmanas and C. K. Rhee: Mater. Sci. Eng., **A307** (2001) 67.
20. H. S. Kim and Y. Estrin: Acta Mater., (2004) submitted.