

# 유한요소법을 이용한 면심입방정금속의 변형 집합조직 예측

권 재욱, 정 효태, 오 규환, 이 동녕  
서울대학교 금속공학과 및 신소재 공동연구소

## Prediction of Deformation Texture for FCC Metals Using the Finite Element Method

Jae Wook Kwon, Hyo-Tae Jeong, Kyu Hwan Oh, Dong Nyung Lee  
Dept. of Metallurgical Engineering and Center for Advanced Materials  
Research,  
Seoul National University, Seoul 151-742.

### ABSTRACT

An approximate procedure based on a combination micro-macroscopic theories of plasticity for predicting the crystallographic texture during the plane strain forming of fcc metals has been developed. This procedure is divided into two steps. Firstly, we extract the history of the deformation gradient at all deformed elements with a elasto-plastic finite element method using isotropic plasticity model. Secondly, we use this deformation gradient history to predict the crystallographic deformation texture based on the Bishop-Hill theory. Renouard and Wintenberger' method is chosen for selecting the active slip systems. The predicted results have been compared with reported experimental results. The calculated results are in good agreement with their results.

Key Words: Deformation texture, Finite element method, Plane strain forming, Bishop-Hill, Slip system.

### 1. 서 론

일반적으로 금속재료는 다결정재료이며 이는 여러개의 단결정들의 집합이다. 이런

각각의 단결정들은 결정학적 방향에 따라 물리적, 기계적인성질의 이방성을 갖는다. 이에 반해 무질서 방위재료란 다결정내의 단결정의 숫자가 많아 모든방향으로의 성질이 같은 재료를 말한다. 실제로 이러한 무질서방위를 갖는 재료는 얻기 힘들다. 그것은 금속재료를 얻는 모든과정이 가공특성에 따라 이방성을 갖기 때문이다. 즉 소성가공, 열처리, 용고과 같은 공정처리들중에 재료는 이방성이 현저하게 나타난다. 이러한 성질은 특히 판재의 경우 디프드로잉성, 귀발생, 성형한계에 영향을 주는 등 재료의 가공시에 매우 중요하다. 즉 재료가 소성변형을 받으면 재료내의 각 결정들은 특정방향으로 배열하게 된다. 이런 각 결정립들의 결정학적 방향이 특정방향으로 배열된 것을 결정학적 우선방위 또는 집합조직이라고 한다.

재료가 외부에서 응력을 받으면 재료내의 각 결정들은 이로 인한 변형을 수용해야 한다. 결정학적인 관점에서 금속내부의 각 결정립들이 변형을 수용하는 방법으로는 결정립들의 슬립이나 변형쌍정등이 있다. 이와같은 변형기구에 의해 결정립들이 외부응력에 대해 특정방향으로 회전, 배열하게 될때 발생하는 우선방위를 변형집합조직이라 한다. 이러한 변형집합조직은 재결정집합조직과 더불어 많은 연구자들에 의해 연구되고 있다. 재료 이방성의 원인인 우선방위에 대한 이해는 재료 가공법에 대한 연구개발이나 금속재료 자체의 성질을 이해하는데 큰 도움이 될 수 있다.

결정학적인 측면에서 다결정재료의 재료거동을 모사하기 위한 기본적인 이론들이 제안되었다. 그중에서 Sachs<sup>[1]</sup>는 다결정내의 각 결정립들이 같은 응력상태를 갖고 슬립면상의 슬립방향으로 생기는 전단응력이 임계값에 도달하면 항복이 일어난다고 가정했는데 이는 결정립계에서 변형을 적합조건을 만족하지 못한다는 단점이 있다. 한편 Taylor<sup>[2]</sup>는 외부의 소성변형에 의해 다결정 내부의 각 결정립들은 외부변형률과 동일한 변형을 하며 내부변형일이 최소가 될때 항복이 일어난다고 하였다. 이때는 결정립계에서 응력의 연속성이 성립되지는 않지만 Kocks<sup>[3]</sup>는 변형된 각 결정립들의 경계에서 생기는 내부 탄성응력장에 의해 응력의 연속성이 보장될 수 있다고 하였다. 유사한 개념에서 Bishop과 Hill<sup>[4]</sup>은 슬립을 일으킬 수 있는 결정학적응력 중에서 외부소성변형일이 최대가 될때 항복이 일어난다고 하였는데 Taylor에 의한 계산결과와 Bishop-Hill에 의한 계산 방법은 동일하다는 것이 밝혀졌다<sup>[5]</sup>. 변형집합조직의 예측에 있어서 Sachs의 모델보다 Taylor - Bishop-Hill모델이 더 타당한것으로 알려져 있고 이 방법을 이용하여 여러 연구자들이 변형집합조직을 모사하고 해석하였다.<sup>[6,7]</sup>

이러한 결정학적인 접근과는 달리 연속체역학에서 재료의 소성거동을 해석하기 위해 많이 쓰이고 있는 방법은 유한요소법이다. 유한요소법을 이용한 변형거동해석은 힉핑형방정식과 가상일의 원리에 재료의 구성방정식과 항복식을 적용하여 이루어지며 지금까지 이를 이용하여 금속재료의 압연, 인발, 신장과 같은 여러 소성변형거동을 예측하는데 큰 성공을 거두었다. 그러나 이전까지는 집합조직 예측시에 연속체와 결정학적인 해석의 연결이 거의 이루어지지 않고 있다가 최근에 들어 몇몇 연구자<sup>[8,9]</sup>들에 의해 연결해석에 대한 관심의 높아지고 있는 실정이다. 때문에 이 연구에서는 유한요소법의 해석결과를 결정학적인 변형해석시 입력자료로 이용해 알루미늄, 구리와 같은 면심입방정재료(fcc)의 변형집합조직을 예측하였다.

## 2. 해석 방법

이 연구에서 변형집합조직을 예측하기 위한 과정은 두가지로 나누어진다. 먼저 1) 등방성 모델에 기초한 탄소성유한요소법으로 소성변형시 재료 특정부위의 변형률구배 성분을 계산하고 2) 이 변형률구배 성분의 이력을 결정학적인 Taylor - Bishop-Hill 이론에 대입하여 외부변형에 의한 여러개의 단결정들의 회전을 계산하여 변형집합조직을 얻는다. 아래에 Bishop-Hill 이론에 근거한 결정의 회전을 계산하는 방법을 소개하였다.

### 2.1 변형에 따른 금속결정의 회전

금속결정은 내부슬립, 변형쌍정등에 의해 외부 변형이 가능한데 이 연구에서는 슬립에 의한 변형만을 고려하였다. 금속내부의 슬립은 슬립면에서 슬립방향으로 일어나고 이때의 변형은 전단변형이다. 따라서 전단변형이 없는 외부변형이 가해지는 경우에도 결정학적인 변형에는 전단변형이 생기게되고 이 전단변형에 의해 금속의 결정은 처음 방위상태보다 안정한방위로 회전하게 된다. 이러한 결정방위들의 재분포에 의해 집합조직이 형성된다. 금속의 결정이 하나의 슬립계에 의해 변형이 일어나는 경우 회전된 결정학적방위는 유일하게 결정된다. 그러나 금속의 변형은 하나의 슬립계가 아닌 여러개의 슬립계가 동시에 작용해야 가능하며 Taylor가 제안했듯이 외부변형을 내부의 슬립계가 수용하는데는 최소한 5개의 슬립계가 동시에 작용하여야 한다. 이 경우 각 슬립계의 전단변형률은 Taylor의 내부일 최소의 원리와 Bishop-Hill외부일 최대일의 원리에 의해 구해진다. 이 연구에서는 편의상 Bishop-Hill 방법을 사용하여 각 슬립계의 전단 변형률을 구하였다.

외부에서 주어진 변형에서 금속결정방위의 회전을 계산하는 방법은 다음과 같다. 보통 금속결정의 방위를 표현할때 밀리지수{hkl}<uvw>를 사용하는데 {hkl}은 판재의 압연면에 평행한 결정면을, <uvw>는 압연방향 평행한 결정의 방향을 나타낸다. 외부에서 가해지는 변형률증분  $d\epsilon_{ij(e)}$ 은 식(1)과 같고 이때의 좌표계를 그림 1에 나타내었다.

$$d\epsilon_{ij(e)} = \begin{bmatrix} d\epsilon_{11(e)} & d\epsilon_{12(e)} & d\epsilon_{13(e)} \\ d\epsilon_{21(e)} & d\epsilon_{22(e)} & d\epsilon_{23(e)} \\ d\epsilon_{31(e)} & d\epsilon_{32(e)} & d\epsilon_{33(e)} \end{bmatrix} \quad (1)$$

여기서 Bishop-Hill의 외부일 최대의 원리에 적용하려면 결정학적인 변형률증분  $d\epsilon_{ij}$ 을 알아야한다. 결정학적 변형률성분  $d\epsilon_{ij}$ 는 외부에서 가하는 변형률성분  $d\epsilon_{ij(e)}$ 을 식(2)에 대입하여 얻는다.

$$d\epsilon_{ij} = \mathbf{T} d\epsilon_{ij(e)} \mathbf{T}^T \quad (2)$$

여기서  $\mathbf{T}^T$ 는  $\mathbf{T}$ 의 전치행렬이며 행렬  $\mathbf{T}$ 는 {hkl}<uvw> 단위벡터 행렬이다. 행렬  $\mathbf{T}$ 의 각 성분은 식(3)과 같다.

$$r_1 = u/(u^2+v^2+w^2)^{1/2}, \quad n_1 = h/(h^2+k^2+l^2)^{1/2}$$

$$\begin{aligned}
 r_2 &= v/(u^2+v^2+w^2)^{1/2}, & n_1 &= k/(h^2+k^2+l^2)^{1/2} \\
 r_3 &= w/(u^2+v^2+w^2)^{1/2}, & n_1 &= l/(h^2+k^2+l^2)^{1/2} \\
 \mathbf{u} &= \mathbf{n} \times \mathbf{r}
 \end{aligned}
 \tag{3}$$

식(2)에 의해 구해진 결정학적인 변형률 증분  $d\epsilon_{ij}$ 에서 외부일 증분  $dw$ 은 Bishop-Hill의 식(4)로써 계산된다.

$$dw = -B d\epsilon_{11} + A d\epsilon_{22} + 2F d\epsilon_{23} + 2G d\epsilon_{31} + 2H d\epsilon_{12} \tag{4}$$

여기서  $A = \sigma_{22} - \sigma_{33}$ ,  $B = \sigma_{33} - \sigma_{11}$   
 $F = \sigma_{23}$ ,  $G = \sigma_{31}$ ,  $H = \sigma_{12}$

Bishop-Hill<sup>[4]</sup>은 {111}<110> 슬립계를 가진 fcc 결정에서 슬립을 일으킬 수 있는 56가지의 결정학적인 응력상태를 구했다. 이 56개의 응력상태들은 크게 두가지 부류, 즉 작동 가능한 슬립계의 수가 6개인 경우와 8개인 경우로 나누어진다. 식(4)에 식(2)에서 얻은 변형률증분을 대입하여 56개의 응력상태에서 각각의 일들을 계산하면 가장 큰  $dw$ 의 값을 갖는 응력상태를 얻을 수 있다. 이렇게 결정된 응력상태에서 작동 가능한 슬립계 숫자는 6 또는 8개 이므로 그중에서 독립적인 5개를 선택하여야 각 슬립계에서의 전단변형률을 구할 수 있다. 그런데 독립적인 슬립계 5개를 선택하는 방법은  ${}_6C_5$ 인 6이나  ${}_8C_5$ 인 56가지가 있을 수 있으므로 그에 대응하는 회전상태가 주어진다. 그러나 결정의 회전은 유일하게 결정되어야 하므로 이 모든 조합방법중에서 한가지 조합만을 택해야 한다. 때문에 유일하게 5개의 슬립계를 택하는 방법에서 문제점이 유발될 소지가 있다. 이 문제점을 Mecking과 Honneff<sup>[10]</sup>은 모든 가능한 슬립계들의 평균값을 사용하여 해결하였고 van Houtte<sup>[11]</sup>는 무차위 추출법으로, Canova와 Kocks<sup>[12]</sup>는 임계분해 전단응력  $\tau_c$ 의 속도 민감도(rate sensitivity)를 고려하여 유일하게 슬립계 조합을 선택하였다. 또한 Renouard와 Wintenberger<sup>[13]</sup>는 2차일 최소화이론(second order term for the plastic work, RW theory)을 제안하여 슬립계를 선택하였다. 그들의 방법에 따르면 여러개의 슬립계의 조합들 각각에 미소변형을 다시 가정하고 이로 인한 결정의 회전과 새로운 일(second order)을 계산하여 최소일이 생기는 슬립계의 조합을 택한다는 것이다. 이 이론은 알루미늄 평면변형시에 집합조직 연구에 성공적으로 적용된바<sup>[13]</sup> 있으므로 이 연구에서도 RW방법을 사용해 슬립계의 조합을 정하였다.

Taylor의 가정에 따라 독립적인 5개의 슬립계가 동시에 작용한다면 각 슬립계의 전단변형률은 식(5)에 의해 계산된다.

$$\begin{bmatrix} d\epsilon_{22} \\ d\epsilon_{33} \\ 2d\epsilon_{23} \\ 2d\epsilon_{13} \\ 2d\epsilon_{12} \end{bmatrix} = \mathbf{E} \begin{bmatrix} d\gamma^1 \\ d\gamma^2 \\ d\gamma^3 \\ d\gamma^4 \\ d\gamma^5 \end{bmatrix} \tag{5}$$

여기서  $d\epsilon_{ij}$ 는 결정의 결정학적 변형률성분이고  $d\gamma^s$ 는 s번째 슬립계의 전단변형률이

다. 그리고 s번째 슬립계의 슬립면에 수직한 방향을  $[a_1^s \ a_2^s \ a_3^s]$ 로, 슬립방향을  $[b_1^s \ b_2^s \ b_3^s]$ 로 했을때 E행렬은 식(6)과 같이 정의된다. 그것은  $d\epsilon_{ij}$ 은 6개 항을 가지나 5개항만을 정의하였는데 소성변형의 경우  $d\epsilon_{11} + d\epsilon_{22} + d\epsilon_{33} = 0$  이므로 하나의 변형률성분이 종속되어 5개만 독립적이기 때문이다.

$$E = \begin{bmatrix} b_2^1 a_2^1 & b_2^2 a_2^2 & b_2^3 a_2^3 & b_2^4 a_2^4 & b_2^5 a_2^5 \\ b_3^1 a_3^1 & b_3^2 a_3^2 & b_3^3 a_3^3 & b_3^4 a_3^4 & b_3^5 a_3^5 \\ b_2^1 a_3^1 + b_3^1 a_2^1 & b_2^2 a_3^2 + b_3^2 a_2^2 & b_2^3 a_3^3 + b_3^3 a_2^3 & b_2^4 a_3^4 + b_3^4 a_2^4 & b_2^5 a_3^5 + b_3^5 a_2^5 \\ b_1^1 a_3^1 + b_3^1 a_1^1 & b_1^2 a_3^2 + b_3^2 a_1^2 & b_1^3 a_3^3 + b_3^3 a_1^3 & b_1^4 a_3^4 + b_3^4 a_1^4 & b_1^5 a_3^5 + b_3^5 a_1^5 \\ b_1^1 a_2^1 + b_2^1 a_1^1 & b_1^2 a_2^2 + b_2^2 a_1^2 & b_1^3 a_2^3 + b_2^3 a_1^3 & b_1^4 a_2^4 + b_2^4 a_1^4 & b_1^5 a_2^5 + b_2^5 a_1^5 \end{bmatrix} \quad (6)$$

E행렬은 선택한 슬립계가 독립적이라면 역행렬이 존재하므로 전단변형률의 증분을 구할 수 있다. 이렇게 구해진 전단변형률로 인한 결정의 회전은 아래에 설명한 방법으로 구할 수 있다.

그림2는 단순일축인장하에서 결정 전단변형에 의한 방위회전을 설명한 개략도<sup>[14]</sup>이다. 그림2a와 b에서는 단일 슬립시 슬립면상의 전단변형률 $\gamma$ 로 인해 결정격자의 회전은 일어나지 않는다. 그러나 그림2b와 c에서 보면 알 수 있듯이 인장축 AC는 시험동안 고정되어 있기 때문에 최종적으로 결정격자는 부과된 변형률에 일치하는 방향으로  $\Omega$ 만큼의 회전이 필요하다. 다시말하면 하중이 가해지는 방향(인장축)은 결정학적축에 대해 상대적으로 변화한다는 말이다. 이를 수학적으로 풀어쓰면 식(7)과 같이 된다. 여기서

T는 최초결정방위행렬, T'은 회전한 새로운 결정방위행렬, I는 단위행렬 그리고  $\Omega$ 는 회전텐서행렬이다.

$$T' = (I - \Omega)T \quad (7)$$

$$T = \begin{bmatrix} r_1 & u_1 & n_1 \\ r_2 & u_2 & n_2 \\ r_3 & u_3 & n_3 \end{bmatrix}, \quad I = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (8)$$

식(7)의 회전텐서  $\Omega$ 는 아래와 같이 표현할 수 있다.

$$\Omega = d\omega_{ij} = (1/2) \sum_{s=1}^{12} (a_i^s b_j^s - a_j^s b_i^s) d\gamma^s \quad (9)$$

때문에 식(5)에서 계산된 전단변형률  $d\gamma^s$ 를 식(9)에 대입하고 이를 식(7)에 다시 대입하면 얻고자하는 새로운 결정방위 T'을 얻을 수 있다.

방위(hkl)<uvw>인 결정격자의 외부변형에 의한 회전을 계산하는 방법을 다시 간략히 정리하면

i) 먼저 입력자료로 외부에서 부과한 변형률성분  $d\epsilon_{ij}(e)$ 을 정의한다. 여기서 사용한 좌표계는 결정좌표계이므로 식(2)로 결정학적변형률 성분  $d\epsilon_{ij}$ 를 계산한다.

ii) 이를 식(4)에 대입해 최대일의 응력상태를 정한다.

iii) RW방법으로 슬립계 조합을 결정하여 식(5)를 사용해 작동하는 5개 슬립계의 전단변형률을 계산한다.

iv) 전단변형률을 알면 식(9)의 회전텐서  $\Omega$ 를 계산할 수 있다.

v) 이를 식(7)에 대입하면 회전된 새로운 방위  $T'$ 를 알 수 있다.

위의 과정을 거쳐 새로운 방위  $T'$ 이 결정된 후에 재료가 더욱 변형된다면  $T'$ 을 처음상태의 결정방위로 하여 다시 외부에서 가하는 변형률성분  $d\varepsilon_{ij(e)}$ 을 정의해 위의 과정을 반복하면 된다.

## 2.2 탄소성 유한요소해석<sup>[15]</sup>

재료의 체적력과 관성을 무시하면 어떤시간  $t$ 에서 가상일의 원리에 의해 물체의 평형상태는 아래와 같이 표시된다.

$$\int_V \sigma_{ij} \delta e_{ij} dV = \int_{S_F} P_i \delta U_i dS_F \quad (10)$$

여기서  $\sigma_{ij}$ 는 Cauchy응력텐서,  $e_{ij}$ 는 Eulerian미소변형률텐서,  $P_i$ 는 표면하중,  $U_i$ 는 변위,  $V$ 는 시간  $t$ 에서의 부피,  $S_F$ 는 시간  $t$ 에서의 표면적이다. 이 식을 대변형 문제에 적용하기위해서 원래 부피와 표면적에 대하여 나타내면

$$\int_{V_0} T_{ij} \delta \varepsilon_{ij} dV_0 = \int_{S_{F_0}} t_i \delta U_i dS_{F_0} \quad (11)$$

여기서  $T_{ij}$ 는 2차 Piola-Kirchhoff응력텐서,  $\varepsilon_{ij}$ 는 Green-Lagrange변형률텐서,  $t_i$ 는 원래 표면적  $S_{F_0}$ 에서 기술되는 표면하중이다. 위식을 증분형태로 바꾸고 각 절점으로 이산화시키면 다음과 같은 행렬식을 얻는다.

$$\underline{K} \Delta \underline{U} = \underline{F} \quad (12)$$

여기서  $\underline{K}$ 는 강성행렬,  $\underline{F}$ 는 하중벡터이고  $\Delta \underline{U}$ 는 구하고자하는 변위벡터이다. 구해진  $\Delta \underline{U}$ 로 부터 변위 - 변형률 관계식에서 변형률  $\varepsilon$ 를 구하면  $t + \Delta t$ 와  $t$ 에서의 변형률 증분텐서  $d\varepsilon_{ij}$ 을 구할 수 있다. 이를 결정의 회전시 입력자료인 외부 변형률성분  $d\varepsilon_{ij(e)}$ 로 변환하여 2.1절에서 설명한 과정에 따라 풀면 연속적인 변형으로 인한 결정방위의 이력을 알 수 있다. 또한 유한요소해석시 재료는 등방성을 가정하였고 아래와 같은 구성방정식을 사용하였다.

$$\sigma_e = k \varepsilon_e^n \quad (13)$$

## 3. 해석 결과

개발된 프로그램의 타당성을 검증하기 위해 알루미늄의 순수 평면변형 압축해석과 구리재료를 사용한 Kalidindi와 Anand<sup>[9]</sup>의 평면변형해석 결과와 비교하여 보았다. 평면변형해석을 실시한 이유는 재료의 소성변형 공정들 중에서 압연과 같은 평면변형공정으로 얻은 판재들에서 이방성을 명확하게 관찰할 수 있고 실험, 해석적으로도 간단한 방법으로 수행할 수 있다는 장점이 있기 때문이다.

### 3.1 이상적인 평면변형 압축해석

재료는 알루미늄으로 처음상태의 결정방위 분포는 무질서하다고 가정하였으며 결정의 갯수를 200개로 하여 (111)극점도상에 점으로 표시하였다.(그림 3). 극점도상의 하나의 점은 하나의 결정방위를 나타낸다. 그리고 이 연구에서는 집합조직은 극점도를 이용하여 표현하였는데 RD는 압연방향을 TD는 압연방향에 수직방향을 나타낸다. 그림 4에는 유한요소 평면변형해석을 위한 초기 다이 형상과 요소모양을 나타내었다. 재료의 요소는 25개, 4절점요소를 사용하였으며 각 요소에 200개의 결정이 있다고 가정하였다. 그리고 다이를 일정한 속도로 내리면서 재료의 압하량을 조절하였고 다이와 재료사이에 마찰은 무마찰, 대칭이므로 해석대상의 1/4만을 해석하였다. 계산에 이용된 알루미늄의 물성치<sup>[16]</sup>는 표 1에 나타내었다.

그림 5에 압하율 50%경우 변형된 요소모양과 집합조직을 나타내었다. 무마찰이고  $X_1$  방향으로의 구속이 없으므로 재료의 모든 부위에서 변형률이 거의 일정할것으로 예상되며 집합조직의 차이도 거의 없을 것이다. 그림5에 a, b, c요소에 변형후 (111)극점도를 보면 예상한바와 같이 모든 부위에서 거의 유사한 집합조직을 갖고 있음을 알 수 있다. 한편 일반적인 fcc금속에서 발견될 수 있는 이상적인 방위들의 위치를 (111)극점도상에 표시하였다.(그림6) 그림6을 참고하여 변형후의 집합조직을 정의하면 이 요소들의 주방위는  $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ \bar{8} \rangle$  방위임을 알 수 있다. 이 방위는 Dillamore<sup>[17]</sup>에 의해 처음 발견되었는데 일명 'D 방위'라고도 하며 적층결합에너지가 큰 알루미늄에서 냉간 압연시 많이 나타나는 방위이다. 또한 압하량이 많아질수록 안정방위  $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ \bar{8} \rangle$  방위는  $(112) \langle 1\ 1\ \bar{1} \rangle$  방위로 방위밀도 최대치가 이동한다는 연구<sup>[18]</sup>도 있다.

이런 유한요소법을 이용한 순수 평면변형압축해석은 변형시 거의 전단변형이 없고 변형률중분도 일정할것이므로 식(1)의 외부변형률을 유한요소법으로 얻지않고 변형시 매단계마다 변형률 중분을 일정히 한 이상적인 평면변형 결과와 비교하여 봄으로 그 타당성을 입증할 수 있다. 이를 위해 변형률이 .5일때 까지 식(1)의 변형률중분텐서를 아래와 같이 일정히 하여 집합조직을 예측하였다(그림7). 그 결과는 그림 5와 유사함을 알 수 있다.

$$d\varepsilon_{ijk} = \begin{bmatrix} 0.025 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -0.025 \end{bmatrix} \quad (14)$$

이로써 개발된 프로그램의 타당성이 입증된 셈이므로 좀더 복잡한 변형률 상태의 집합조직 예측에도 적용이 가능할 것이다. 따라서 아래에 평면변형 블록 단조시 변형집합조직의 변화를 예측하여 보았다.

### 3.2 평면변형 블록단조 해석

Kalidindi와 Anand<sup>[9]</sup>는 상용유한요소 프로그램인 ABAQUS를 사용하여 구리의 평면 변형 블록단조시의 집합조직을 예측하고 결정학적인 구성방정식을 도입하여 응력-변형

를 관계를 예측하여 실험값과 비교하였다. 그러나 그들은 작동하는 슬립계를 정할때 Canova와 Kocks<sup>[12]</sup>가 제안한 방법을 사용하였는데 이 연구에서는 RW이론<sup>[13]</sup>을 사용하여 슬립계를 정하였다. 따라서 이 연구에서는 Kalidindi와 Anand의 해석결과와 비교하기 위해 그들이 사용하였던 똑같은 모양의 다이를 사용하여 해석해 보았다. 해석에 사용된 구리의 물성치는 표 1에, 유한요소해석을 위한 초기 다이 형상과 요소모양을 그림 8에 나타내었다. 오직 다이와 재료형상만이 다를 뿐 모든 초기조건은 3.1에서 설명된 것과 같게하였다. 그림9에는 위쪽다이를 4mm아래로 움직인후의 변형된 요소모양과 a, b, c 요소에서 예측된 집합조직의 결과를 (111)극점도에 나타내었다. 극점도에  $X_1$ 과  $X_2$ 방향은 판재시편경우의 압연방향과 그에 수직방향을 나타낸다. 다이와 재료사이 는 무마찰이지만  $X_1$ 방향으로의 구속으로 인해 재료의 변형을 상태는 순수평면변형 압축과는 전혀 다르다. 특히 그림에서 보면 재료 중간부위의 요소는 심한 전단변형을 받았다는것을 알 수 있다. 이러한 변형률의 불균일성은 예측된 집합조직 결과를 보면 명확히 알 수 있다. 먼저 두께방향( $X_3$ )에 a와 b요소의 집합조직은 그림 5의 평면 압축 변형 집합조직결과와 거의 유사하며 두 요소에서의 집합조직에 큰 차이는 없지만 b요소의 변형이 a요소보다 크므로 b의 집합조직이 더 잘 발달된 경향을 보인다. 이때의 주방위는  $\{4\ 4\ 11\} <11\ 11\ \bar{8}\rangle$  성분이다. 그러나 c요소에서는 전혀 다른 집합조직이 나타났는데 이는 다이의 형상으로 인한 특정부위 재료의 전단변형 때문이다. 그림6을 참고로 c요소의 집합조직 성분을 찾아보면  $\{001\} <110\rangle$ ,  $\{111\} <\bar{1}10\rangle$ ,  $\{11\bar{1}\} <112\rangle$  방위들이 혼합되어 나타남을 알 수 있다. 이 방위들은 압연시 재료 표면층에 나타나는 성분들인데 Hansen과 Mecking<sup>[19]</sup>, Truszkowski<sup>[20]</sup>등에 의해 실험적으로 얻어진바 있다. 이 방위들은 일명 전단집합조직 성분이라고도 하며 이러한 성분이 나타나는 이유로는 압연시 롤과 재료사이에 마찰에 때문이다. 롤의 표면거칠기정도의 재료표면층에서 마찰의 영향이 관찰되며 특히 항복강도와 가공경화지수가 작을 경우 더욱 전단집합조직이 발달된다는 연구<sup>[20]</sup>도 있다. 또한 재료 표면층과 중심층사이의 전단변형의 차이 때문에 표면에 불균일한 변형이 생길 수 있다. 이러한 표면층의 전단집합조직성분은 압연시 윤활이나 롤의 기하학적인 모양을 조절함으로써 줄일 수 있다. 그림10에는 Kalidindi와 Anand의 변형집합조직 실험 결과를 변형된 요소와 함께 나타내었다. 그들은 변형집합조직 실험 결과를 400개의 결정을 사용하여 계산한 결과와 비교하였을때 잘 일치함을 보였다. 그러나 이 연구에서는 결정의 갯수를 200개로 하여 변형집합조직을 예측하였다. 그림 9에 나타낸 재료 부위별 집합조직 계산결과들은 그림10에 나타낸 Kalidindi와 Anand의 실험결과와 잘 일치함을 볼 수 있다. 이는 2절에서 설명한 5개의 독립적인 슬립계 선택시 각 슬립계의 속도민감도를 고려한 Canova와 Kocks<sup>[12]</sup>의 방법이나 이 연구에서 채택한 RW이론<sup>[13]</sup>과의 결과에 차이가 없음을 말해준다.

#### 4. 결 론

알루미늄의 순수 평면변형 압축변형과 구리의 평면변형 블록단조시 재료의 집합조직



을 예측하기 위해 먼저 등방성 모델에 기초한 탄소성유한요소법으로 소성변형시 재료 특정부위의 변형률구배 성분을 계산하고 이 변형률구배 성분의 이력을 결정학적인 Bishop-Hill이론에 대입하여 외부변형에 의한 여러개의 단결정들의 회전을 계산하여 변형집합조직을 얻었다. 이 예측된 결과는 기존에 발표된 실험결과와 잘 일치하고 있다. 또한 개발된 프로그램을 이용하면 압연, 신선과 같은 복잡한 공정에서의 재료 위치에 따른 집합조직예측도 가능하다.

## 5. 참고 문헌

1. G. Sachs, Z. Verein Deut. Ing., Vol. 72, 1928, pp734
2. G. I. Taylor, "Plastic strain in metals", J. Inst. Metals., Vol 62, 1938, pp307-324
3. U. F. Kocks , "Polyslip in polycrystals", Acta Metall.,Vol. 6, 1958, pp85-94
4. J. F. Bishop and R. Hill , " A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses", Phil. Mag., Vol 42 , 1951, pp414-427
5. G.Y.Chin and W.L.Mammel, "Generalization and equivalence of the Minimum work(Taylor) and Maximum work (Bishop-Hill) principles for crystal plasticity ", Trans. AIME, Vol. 245, 1969, pp1211-1214
6. U. F. Kocks , "The relation between polycrystal deformation and single - crystal deformation", Met. Trans.,Vol. 1, 1970, pp85-94
7. G. R. Canova, U. F. Kocks and J. J. Jonas , " Theory of torsion texture development", Acta Metall., Vol.32, 1984, pp211-226
- 8 K. K. Mathur and P. P. Dawson, " On modelling the development of crystallographic texture in bulk forming process", Int. J. Plast., Vol. 5, pp67-94
9. S. R. Kalidindi and L. Anand, " An approximate procedure for predicting the evolution of crystallographic texture in bulk deformation processing of fcc metals ", Int. J. Mech. Sci., Vol 34, 1992, pp309-329
10. H. Honneff and H. Mecking, "A method for the determination of the active slip systems and orientation changes during single crystal deformation" , Proc. ICOTOM 5, Aachen, Springer, Berlin, Vol. 1, 1978, pp265-275
11. P. van Houtte, "Adaptation of the Taylor theory to the typical substructure of some cold rolled fcc metals", Proc. ICOTOM 6, Tokyo, Vol. 1, 1981, pp428-437
12. G. R. Canova and U. F. Kocks, "The development of deformation textures and resulting properties of fcc metals", Proc. ICOTOM 7, Noordwijkerhout, Netherlands Society of Materials Science, 1984, pp573-579
13. M. Renouard and M. Wintenberger, *C. r. hebd. Seanc. Acad. Sci., Serie B*, Paris Vol 292, 1981, pp 385
14. P. Van Houtte and E. Aernoudt, "Solution of the generalized Taylor theory of plastic flow", Vol. 66. 1975, pp202-209

15. 이 용기, 한 흥남, 오 규환, 이 동녕, "열전달과 열탄소성변형의 연결해석", 한국소성가공학회 94춘계학술대회 논문집, 대전, 1994, pp47-54
16. Smithells Metals reference book, seventh edition, edited by E.A.Brandes and G. B. Brook
17. I. L. Dillamore and H. Kato, "A comparison of the observed and predicted deformation textures on cubic metals", Vol 8, 1974, pp21-27
18. J. Hirsch and K. Lücke, "Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals-II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor - type theories. Acta Metall., Vol. 36, 1988, pp2905-2927
19. J. Hansen and H. Mecking, " Influence of the geometry of deformation on the rolling texture of fcc metals", Proc. ICOTOM 4, Cambridge, MA, Metal Society, London, pp34-47
20. W. Truszkowski, J. Krol and B. Major, "Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals", Met. Trans., Vol. 11A, 1980, pp749-758

Table.1 Mechanical properties of the Al and Copper.

	1100 Aluminum	Copper
k (MPa)	300	446.4
E (GPa)	69	129.8
n	0.22	0.445
$\nu$	0.345	0.343

k : Strength coefficient  
 E : Young's modulus  
 n : Strain hardening exponent  
 $\nu$  : Poisson's ratio

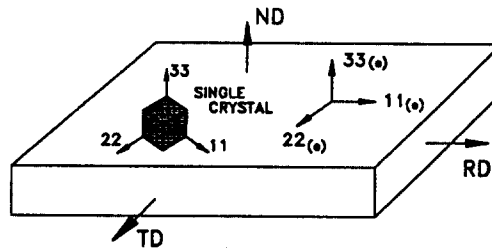


Fig.1 Crystal coordinate system and specimen coordinate system.

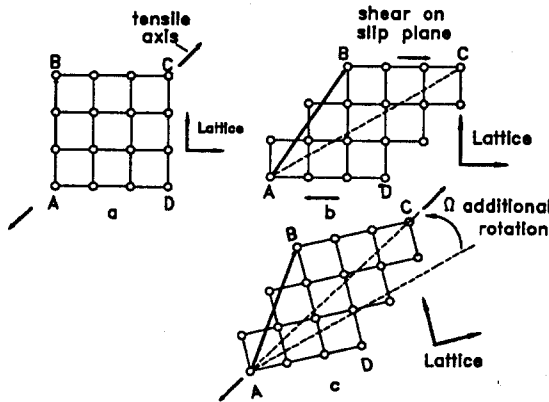


Fig.2 Rotation of a crystal subjected to an uniaxial tension along the tensile axis AC.<sup>[14]</sup>

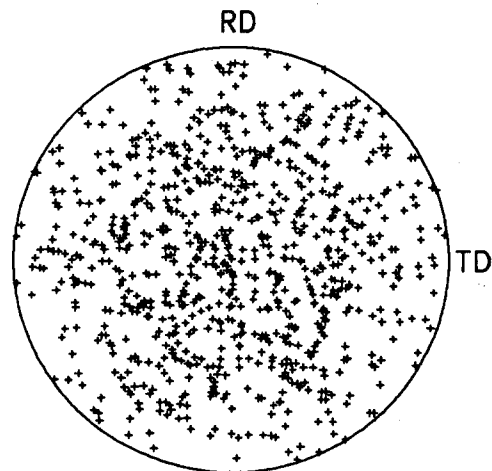


Fig.3 (111) pole figure for 1100 aluminum and copper in as-received state using the 200 grains.

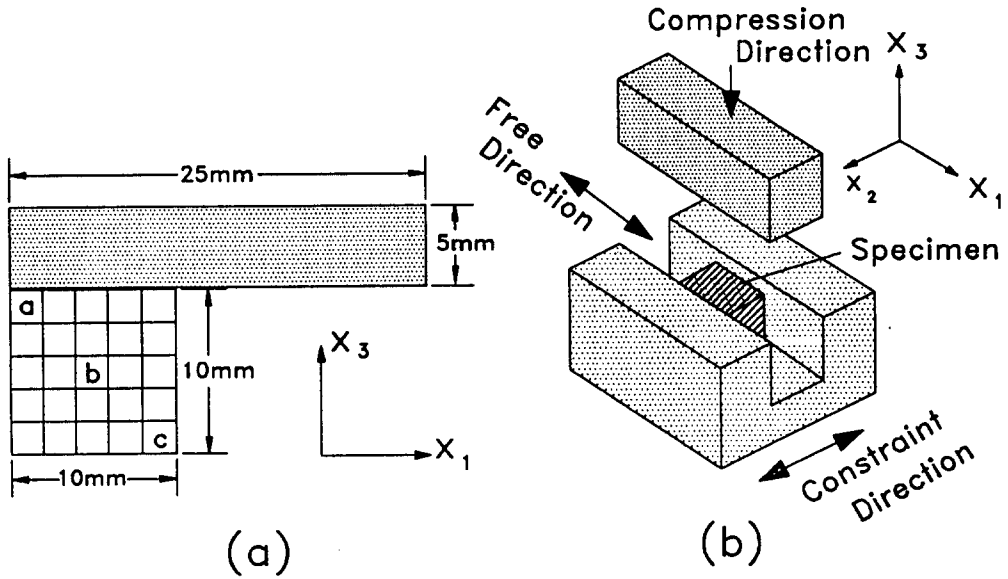


Fig.4 (a) The dimension of die and mesh used for finite element simulation. (b) Schematic of a plane strain compression die.

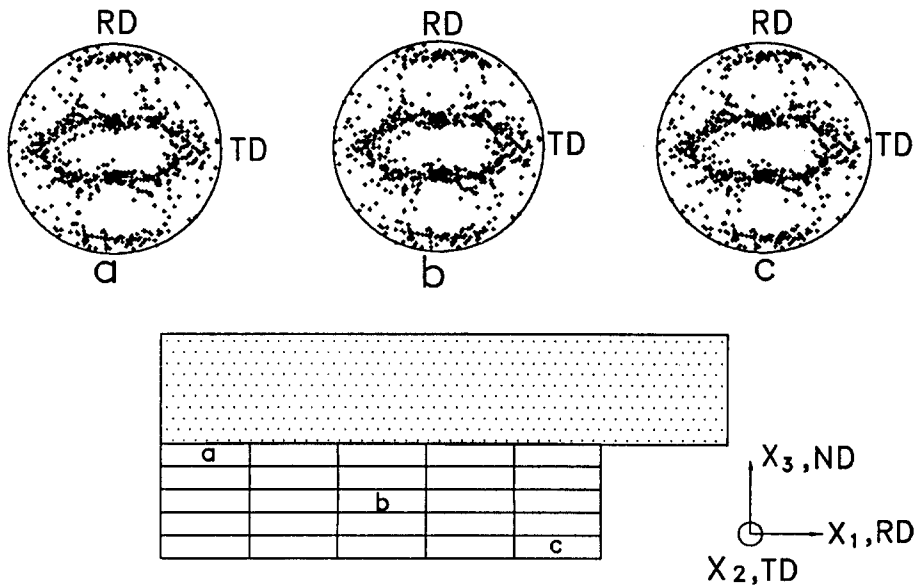


Fig.5 Deformed mesh for a plane strain compression simulation and the predicted (111) pole figures at the point(a,b,c) indicated in the deformed mesh.

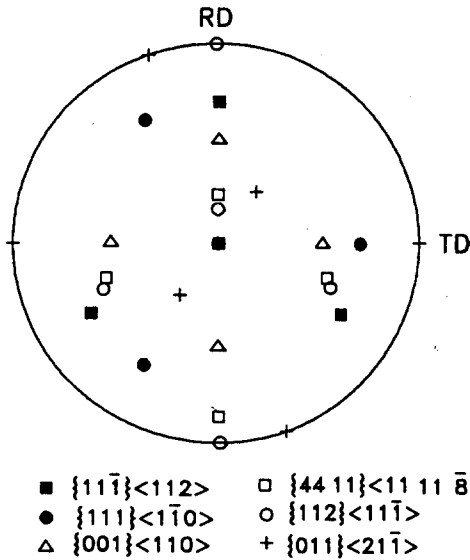


Fig.6 (111) pole figure - ideal single orientations commonly found in rolled sheet of FCC metals.

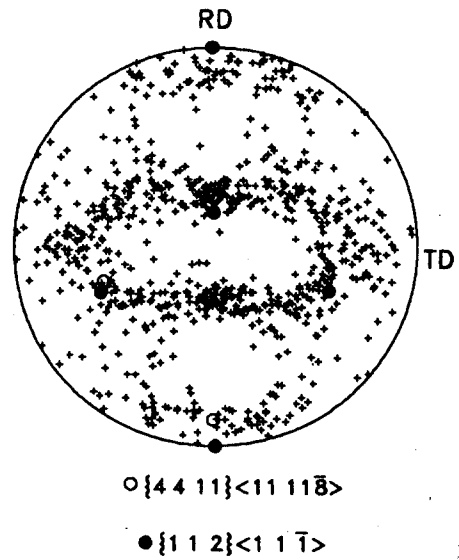


Fig.7 The (111) pole figure calculated using deformation gradient tensor of Eq(14).

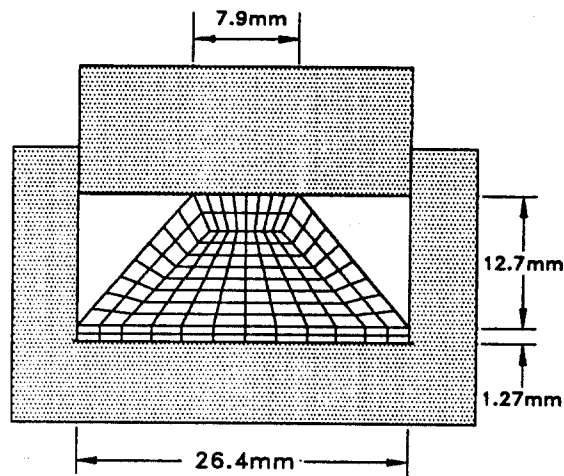


Fig.8 The dimension of a plane-strain block forging die and mesh used for finite element simulation.

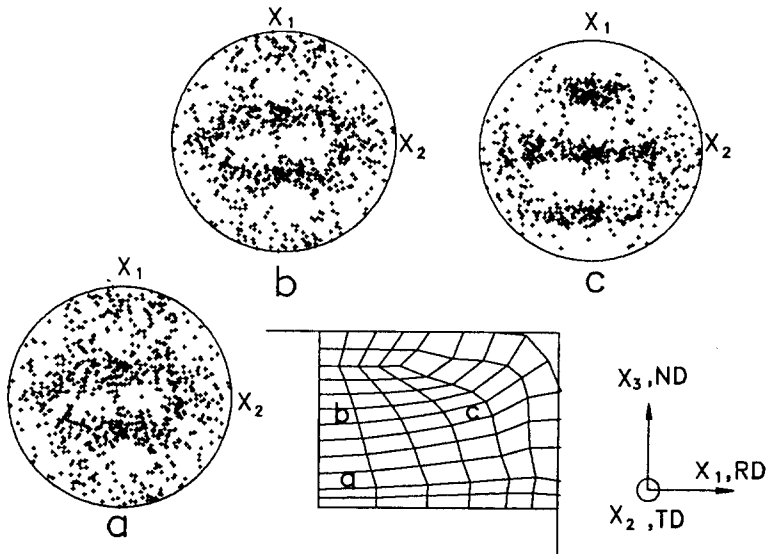


Fig.9 Deformed mesh for a plane-strain block forging simulation and the predicted (111) pole figures at the point(a,b,c) indicated in the deformed mesh.

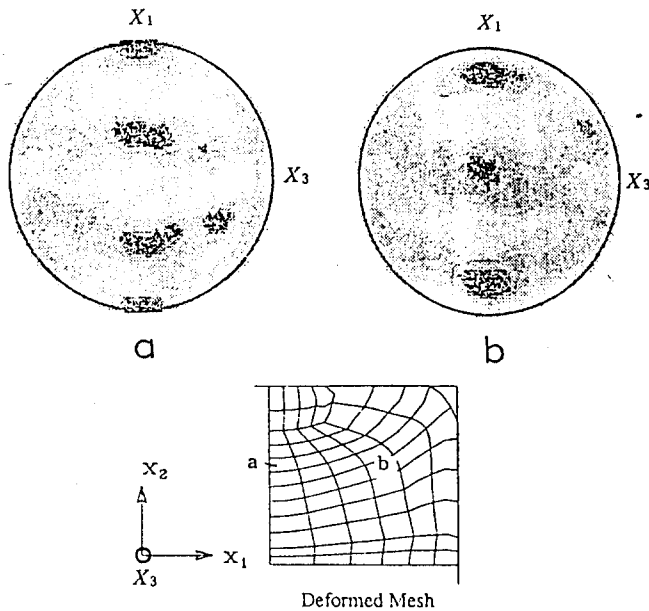


Fig.10 Deformed mesh for a plane-strain block forging simulation and the experimental (111) pole figures at the point(a,b) indicated in the deformed mesh<sup>[9]</sup>.