

냉연 면심입방정 금속 압연판재의 재결정 집합조직 계산

이동녕

(서울대학교 재료공학부 교수)

Calculation of Recrystallization Textures of Cold Rolled Metals with FCC Structure

Dong Nyung Lee

1. 서 론

재결정은 핵생성과 성장을 통하여 일어난다. 재결정 중 핵생성은 변형기지에서 고각립계의 이동으로 에너지를 방출하면서 성장할 수 있는 변형 없는 결정의 형성이라고 정의할 수 있다. 핵은 핵의 성장으로 방출되는 에너지(변형된 체적의 에너지와 재결정된 체적의 에너지의 차이)와 고각립계의 증가로 인하여 소비되는 에너지 사이에서 열역학적 평형상태에 있다. 이는 새로 생성된 결정이 에너지를 방출하고 성장할 수 있는 임계핵 크기(또는 임계결정립계 곡률)가 존재 함을 뜻한다. 임계핵 크기는 약 $1 \mu\text{m}$ 인 것으로 알려져있다.

재결정 집합조직의 발달은 핵생성과 성장을 통하여 이루어지는 것이 대부분이다. 재결정 집합조직형성에 대한 최초의 이론은 1931년 Burgers와 Louwse가 제안한 것으로 흔히 방위핵생성이론(oriented nucleation theory)이라고 하는데, 어떤 특수한 핵이 우선적으로 활성화되어 마지막 재결정집합조직을 결정한다는 것이다⁽¹⁾. 두 번째 이론은 1940년 Barrett가 제안한 방위성장이론(oriented growth theory)으로 핵들의 방위는 대체로 무질서하나 변형된 기지와 특수한 관계가 있는 결정립만이 우선적으로 성장한다는 것이다⁽²⁾. 재결정과정은 핵생성과 성

장에 의하여 이루어진다면 두 이론 중 어느 하나 또는 둘 다가 재결정집합조직 결정을 지배할 것임에 틀림없다. 중요한 것은 어떠한 핵이 왜 활성화되고 변형된 기지와 특수한 관계가 있는 결정립만이 왜 우선적으로 성장하는가에 있다. 수십 년간 이를 위한 연구가 이루어져왔다. 그럼에도 불구하고 일관된 설명이 되지 않아 왔다.

1995년 필자⁽³⁾가 이른바 변형 에너지방출 최대화 이론(strain energy release maximization theory)을 제안하였는데 전착층⁽⁴⁻⁹⁾과 증착층⁽¹⁰⁾은 물론 많은 소성가공된 금속(fcc, bcc)⁽¹¹⁻²⁰⁾의 재결정집합조직을 설명할 수 있었다. 여기서는 이 이론을 간단히 소개하고 이를 이용하여 면심입방정구조를 가진 금속 중 중간이상의 적층결함에너지를 가진 단결정금속과 다결정금속의 압연판재의 재결정 집합조직을 계산하고 고찰하고자 한다.

2. 변형에너지방출최대화이론

재결정은 재료의 가공 중 축적된 에너지를 감소시키기 위하여 일어난다. 축적된 에너지로는 원자공공, 전위, 결정립계, 표면 등으로 인한 에너지를 포함한다. 에너지는 방향성이 없고 집합조직은 방향성이 있다. 에너지가 아무리 높다고 하여도 결함이 어떤 이방성 특성을 낳지

않으면 재결정집합조직과 직접 관련 맺을 수 없다.

격자표면에너지의 차이에 기인한 표면에너지의 이방성 효과는 결정립 크기가 시편두께보다 크고 진공중이나 불활성 분위기에 있지 않은 한 무시할 수 있다. 결정립 계들 사이의 이동도(易動度) 차이와 에너지 차이가 결정립 성장 중 집합조직 변화에서 고려할 중요한 인자임에 틀림없다. 원자공공은 그 특성이 비교적 등방성이므로 재결정집합조직 형성에 중요한 영향을 미치지 않을 것 같다. 전위가 어떤 이방성 특성을 낳지 않으면 재결정집합조직과 무관하게 될 것이다.

가공된 재료 속에는 칼날전위, 나선전위, 혼합전위 등이 복잡하게 배열되어있다. 그러나 전위의 버거스 벡터(Burgers vector)는 재료의 변형방식과 집합조직에 의하여 결정되며 전위배열은 칼날전위의 안정한 배열로 어림할 수 있다. 그림1은 칼날전위의 안정한 배열과 낮은 에너지배열에서의 주응력 분포를 보여준다. 이 응력분포는 개개 전위주위의 응력분포의 중첩으로 계산한 것이다. 이 그림으로부터 절대값이 최대인 수직응력의 방향이 버거스 벡터 방향과 같음을 알 수 있다.

Sutton 과 Balluffi⁽²¹⁾는 그림2에 나타낸 무한개의 칼날전위배열의 경우에 다음식과 같은 응력장을 얻었다.

$$\sigma_{12} = -\sigma_0 \sin X_1 (\cosh X_2 - \cos X_1 - X_2 \sin X_2) \quad (1)$$

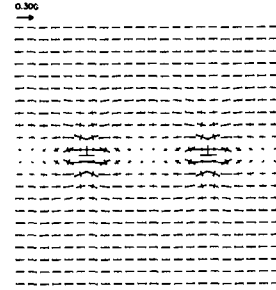
$$\sigma_{11} = \sigma_0 [2 \sinh X_2 (\cosh X_2 - \cos X_1) - X_2 (\cosh X_2 \cos X_1 - 1)] \quad (2)$$

$$\sigma_{22} = -\sigma_0 X_2 (\cosh X_2 \cos X_1 - 1) \quad (3)$$

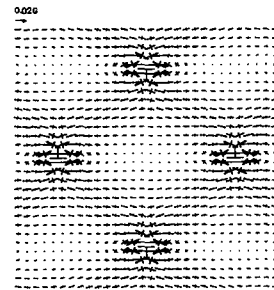
여기서 $X_1 = 2x_1/D$, $X_2 = 2x_2/D$, $\sigma_0 = -Gb/[2D(1-\nu)(\cosh X_2 - \cosh X_1)^2]$ 그리고 G , b , ν , D 는 각각 전단탄성계수, 버거스, 백프와중비, 전위간격이다.

$x_2 \rightarrow \pm\infty$ 일때, σ_{22} 와 σ_{12} 는 지수함수적으로 영에 접근한다.

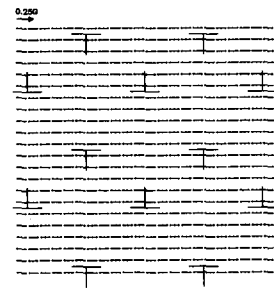
$$\sigma_{11} \rightarrow \frac{Gb}{D(1-\nu)} \operatorname{sgn}(x_2) \quad (4)$$



(a)



(b)



(c)

Fig. 1 Principal stress distributions around parallel edge dislocations calculated based on (a) 100 linearly arrayed dislocations with dislocation spacing of $10b$, (b) low energy array of 20×20 dislocations with horizontal dislocation spacing of $20b$, and (c) low energy array of 100×100 dislocations with horizontal dislocation spacing of $10b$. b is Burgers vecto and G is shear modulus⁽²³⁾

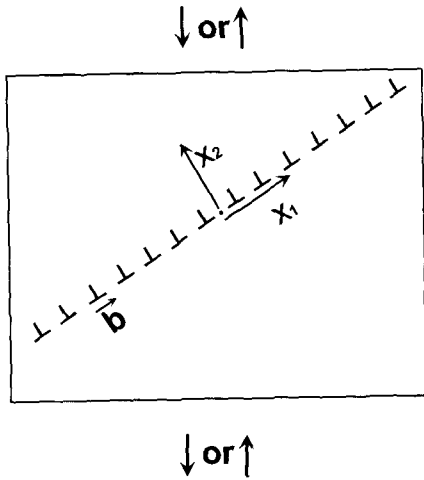


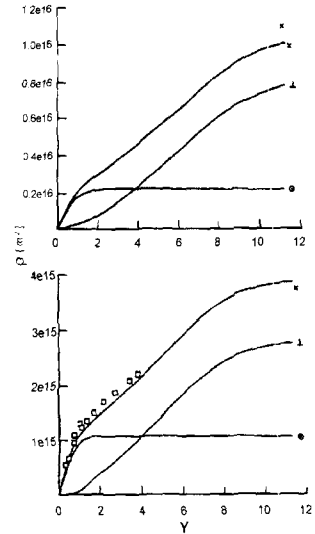
Fig. 2 Coordinates in edge dislocation array

그러나 여기서 $x_2 > 0$ 이면 $\text{sgn}(x_2) = -1$ 이고 $x_2 < 0$ 이면 $\text{sgn}(x_2) = 1$ 이다. $|x_2|$ 가 $D/2\pi$ 이상 증가하면 절대최대응력, $|\sigma_{\max}| = |(\sigma_{11} + \sigma_{22})/2 + [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2/4 + \sigma_{12}^2]^{1/2}|$, 은 지수함수적으로 $|\sigma_{11}|$ 에 접근한다. 그러므로 절대최대응력 방향은 버거스 벡터 방향 또는 슬립방향과 같다. 여기서의 응력은 내부 응력입에 주목하여야 한다.

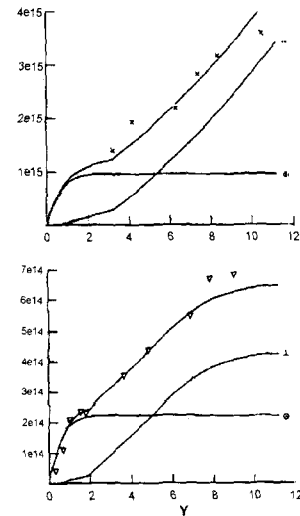
다중슬립의 경우 절대최대내부응력 방향은 작용 슬립 방향의 벡터 합으로 계산한다. 작용슬립방향의 활동도가 같지않을 때는 이를 고려하여야 한다. 각 슬립방향의 활동도는 해당 슬립계의 전위밀도 ρ 에 정비례한다. ρ 는 그 슬립계의 전단변형률 γ 와 대체로 비례한다 (그림3⁽²²⁾). 따라서 $|\sigma_{11}| \approx |\sigma_{\max}| \propto 1/D \propto \rho \propto \gamma$. 즉, 각 작용 슬립계의 절대최대내부응력방향에의 기여도는 그 슬립계의 전단변형률에 근사적으로 비례한다고 할 수 있다.

결정이 변형 중 회전할 때, 슬립계 i의 시편변형 ϵ 에 대한 변형률의 변화 $|d\gamma/d\epsilon|$ 가 ϵ 에 따라 변할 수 있다. 이러한 경우, 각 작용 슬립계의 절대최대내부응력방향에의 기여도는 다음량에 비례할 것이다.

$$\gamma_i = \int |d\gamma/d\epsilon| d\epsilon \quad (5)$$



(a)



(b)

Fig. 3 Evolution of total dislocation density with shear strain, $d/dt = 0.01/s$. Full lines: calculated values, signs: experimental data from resistometry and calorimetry, X torsion, □ compression; ▽ straight t rolling, $d/dt = 1 \cdot 10/s$; (a) Cu 99.95%, $T=77K$ (above) and 294(below); (b) Al 99.99%, $T=77K$ (above) and 294 (below). Evolution of screw © and edge ⊥ densities is also demonstrated⁽²²⁾

만일 변형집합조직이 안정하다면 $|d\gamma/d\varepsilon|$ 이 변형에 무관하다.

일축 인장 된 물체의 양 끝이 고정되어있다 (Fig 4b). 이 물체의 일부가 응력이 없는 물체로 대체되면 (Fig 4c) 대체한 물체를 포함한 계의 변형에너지는 감소할 것이다. 이 과정에서 방출된 에너지는 Fig 4d의 면적 OAB와 같다. 방출된 에너지는 대체한 물체의 탄성계수에 따라 변하고 이 탄성계수의 값이 최소일 때 방출에너지는 최대가 된다. 재결정은 근사적으로 일정한 체적계 즉, 변위체어 계에서 일어난다. 전위 배열에 의한 절대최대내부응력을 일축응력으로 어림하자. 그러면 가공된 기지와 재결정립을 Fig 4의 응력을 가진 물체와 대체물체로 어림할 수 있다. 따라서 가공된재료에 존재하는 전위로 인한 절대최대내부응력방향과 재결정립의 최소탄성계수의 방향이 평행 할 때 변형에너지방출이 최대가 된다 (Fig 5). 즉, 재결정립의 방위는 변형에너지방출이 최대가 되도록 결정된다. 실제로는 전위배열에 의한 응력이 삼차원이지만 결정에서의 전위로 인한 응력분포를 알지 못하므로 달리 제2의 방향을 찾아야 한다. 이에 대해서는 구체적인 예에서 설명 할 것이다.

이 이론의 자세한 설명과 많은 응용예가 참고문헌^(23,24)에 기술되어있다.

3. 평면변형 압축한 (123)[412] AI 단결정의 재결정집합조직

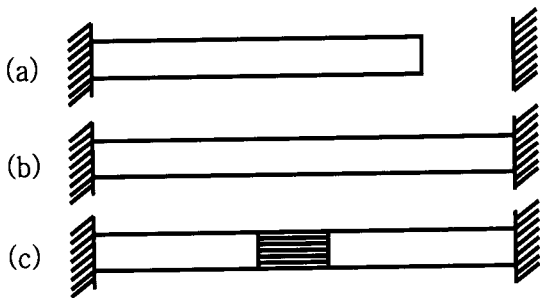


Fig. 4 Stress free body (a) is elongated and its both ends are fixed (b). Strain energy of body is represented by OAC. When small portion of stressed body is replaced by stress free material, strain energy of system is reduced to area OBC and energy release is represented by area OAB

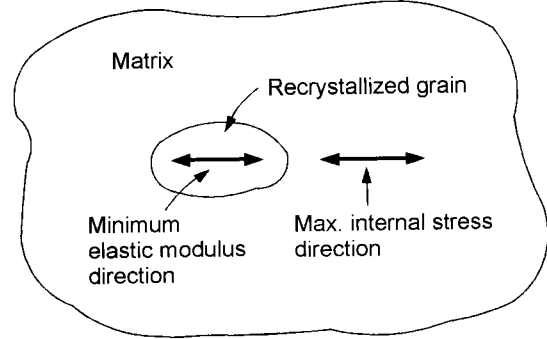
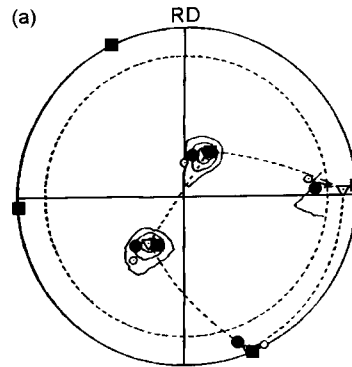


Fig. 5 Matrix with high dislocation densities and recrystallized grains constitute constant volume system, in which energy release can be maximized when absolute maximum stress direction becomes parallel to minimum elastic modulus direction of recrystallize



Contour Level: 1, 5, 15, 35

Blicharski⁽²⁵⁾ 은 평면변형 압축한 (123)[412] / (123)[412] 와 (123)[412] / (123)[412] 2방위결정의 재결정집합조직을 측정하였으나 그 결과를 설명할 수 없었다. 필자 등⁽¹⁵⁾이 2절의 이론을 이용하여 설명하였는데 이 이론의 설명에 좋은 예가 되므로 여기서 소개한다. 연구결과 구성단결정의 성질의 중복과 같았으므로, (123)[412] 단결정의 문제를 취급한다.

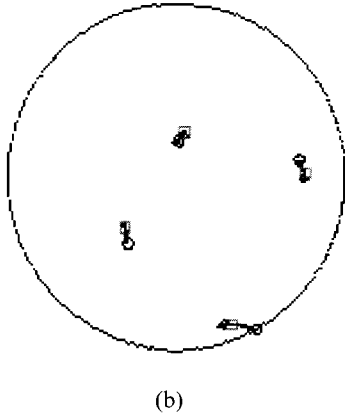


Fig. 6 (a) Measured⁽²⁵⁾ and (b) simulated⁽¹⁵⁾ (111) pole figures showing deformation textures of Crystal (123)[412] after 90% reduction in thickness by channel die compression. Simulation was made using strain rate sensitivity full constraints model with $m=0.01$. ○ Initial orientation of Crystal (123)[412], ● □ Orientations of Crystal ~ {135} <211>, ■ Orientations of Crystal ~ {011} <522>, ←: Calculated orientation of crystal reduced by 90%.

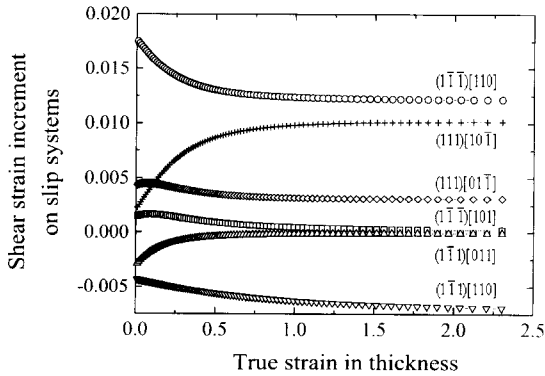


Fig. 7 The calculated shear increments at a thickness reduction of 0.01 on acting slip systems of the crystal (123)[41-2] as a function of strain⁽¹⁵⁾

이 결정을 평면변형 압축시험 시 압축방향은 [123]이고 연신방향은 $[41\bar{2}]$ 이며 폭방향의 변형을 억제하기 위하여 통로형 금형을 사용하였다.

90% 압축한 시편의 변형집합조직을 Fig 6a에 나타내었다. 변형 후에 약간의 결정회전이 있는데 이는 Fig 6b

에서 보는 바와 같이 완전구속 변형속도민감도 모델^(26,27)의 예측과 잘 맞는다. 절대최대내부응력방향을 계산하기 위하여 작용 슬립계와 식(5)의 γ_i 의 값을 구하여야 한다. 이를 위하여는 $|d\gamma_i/d\varepsilon|$ 와 ε 의 관계를 알아야 한다. 이 관계는 변형집합조직의 모사과정에서 얻게 된다. $d\gamma_i/d\varepsilon$ 와 ε 의 관계를 Fig 7에 나타내었다. 이 슬립계들의 $d\gamma_i/d\varepsilon$ 와 ε 관계곡선으로부터 $\varepsilon=2.3$ (90% 단면감소에 해당) 까지의 면적을 구하면 식 (5)의 γ_i 값을 얻게 된다. 그 결과 작용 슬립계는

$$(111)[10\bar{1}], (111)[01\bar{1}], (\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110], (\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110],$$

$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[011], (\bar{1}\bar{1}\bar{1})[101]$ 이며 이들의 γ_i 값의 상대값은 각각 2091, 776, 1424, 2938, 76, 139가 된다. 여기서 한가지 주의할 점은 슬립방향이 압연방향과 예각을 이루도록 잡았다는 것이다.

예를 들면, $(111)[10\bar{1}]$ 슬립계와 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[011]$ 슬립계는 같다. 전자의 슬립방향은 압연방향 $[41\bar{2}]$ 와 예각을 이루지만 후자의 슬립방향은 압연방향과 둔각을 이룬다. 위 6개의 슬립계 중 마지막 2개는 그 기여가 작기 때문에 무시하였다.

절대최대내부응력은 다음과 같이 계산한다.

$$2091[10\bar{1}] + 776[01\bar{1}] + 1424 \times 0.577[110] + 2938 \times 0.577[110] = [4608 \ 3293 \ 2867]$$

여기서 계수 0.577은 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$ 와 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$ 슬립계가 [110] 슬립방향을 공유하기 때문이다⁽²³⁾. $[4608 \ 3293 \ 2867]$ 방향 또는 단위벡터 $[0.7259 \ 0.5187 \ 0.4516]$ 방향이 재결정 후에는 알루미늄의 최소 탄성계수방향 <100> 중 하나와 평행하게 된다.

변형된 기지와 재결정된 결정 사이의 또 다른하나의 방위관계를 얻기 위하여, 앞의 <100> 방향과 수직인 또 다른 하나의 <100> 방향과 평행한 변형기지의 방향을 찾아야 한다. 후보 방향 중에는 최대내부응력방향의 계산에 사용되지않은 $[011], [101], [1\bar{1}0]$ 을 들 수 있다. 왜냐하면 이 방향의 버거스 벡터를 가지고 있는 전위가 있을 수 있기 때문이다. 이 방향 중에 [110] 방향이 최대내부응력방향과 87.3°로 90°에 가장 가깝다. [110]방향에 가장 가깝고 최대내부응력방향과 수직인 방향이 재결정후의 하나의 <100>방향이 될 것이다.

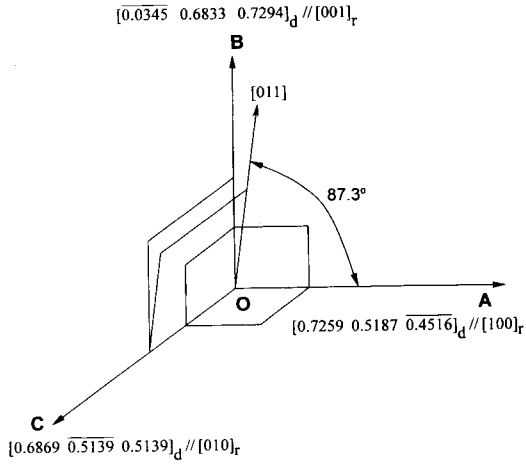


Fig. 8 Orientation relations in deformed and recrystallized states. Subscripts d and r indicate deformed and recrystallized states respectively

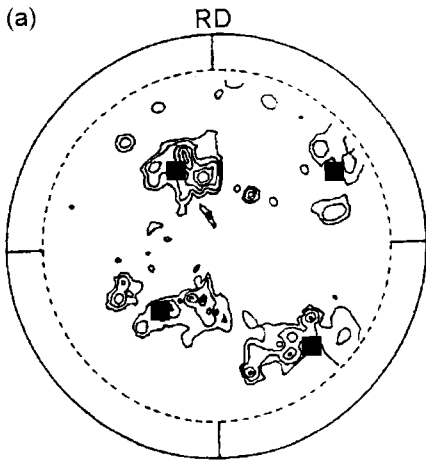
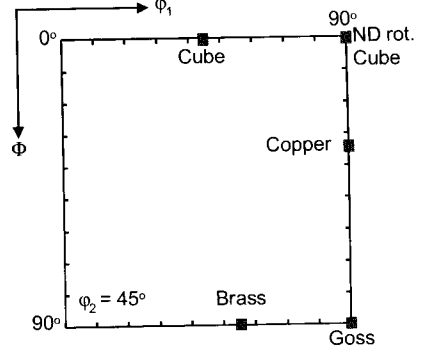


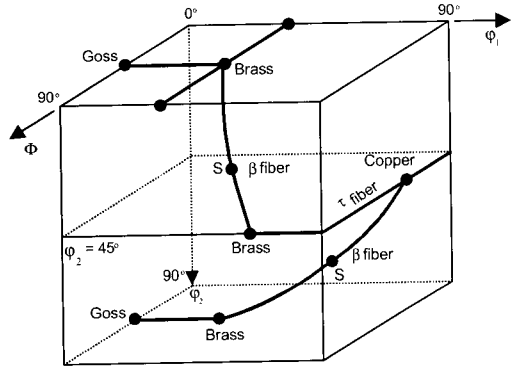
Fig. 9 Measured (contours⁽²⁵⁾) and calculated (solid squares⁽¹⁵⁾) (111) pole figure showing textures of fully annealed specimen of Crystal (123)[41-2] after 90% reduction and annealing at 125°C for 5 min

이 방향을 Fig 8에서 OB로 나타내었다. OB는 OC와 최대내부응력방향인 OA를 다와 수직이어야 한다. OC는 OA와 [011]방향의 벡터적으로 얻을 수 있고 OB는 OC와 OA의 벡터적으로 얻을 수 있다. 따라서 계산된 OA, OB, OC는 각각 $[0.7259 \ 0.5187 \ 0.4516]$

$[0.0345 \ 0.6833 \ 0.7294]$, $[0.6869 \ 0.5139 \ 0.5139]$ 가 된다.



(a)



(b)

Fig. 10 (a) Position of some important ideal orientations (solid square) (b) Schematic diagram of important fcc orientation fibers in three-dimensional Euler space

이들은 모두 단위 벡터이고 서로 수직이며 재결정 후에는 $[100]$, $[001]$, $[010]$ 에 평행하게 된다. 단위 벡터들의 성분들은 변형된 결정과 재결정된 결정의 좌표계를 관련 짓는 방향코사인이다.

그러므로 압연면수직 방향 $[0.1534 \ 0.5101 \ 0.8463]$ 과 $[0.8111 \ 0.4242 \ 0.4027]$ 압연방향이 재결정 후에는 다 음계산을 통하여 얻을 수 있다.

$$\begin{pmatrix} 0.7259 & 0.5187 & -0.4516 \\ 0.6869 & -0.5139 & 0.5139 \\ -0.0345 & 0.6833 & 0.7294 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 0.1534 \\ 0.5101 \\ 0.8463 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -0.0062 \\ 0.2781 \\ 0.9606 \end{pmatrix} \quad (6)$$

$$\begin{pmatrix} 0.7259 & 0.5187 & -0.4516 \\ 0.6869 & -0.5139 & 0.5139 \\ -0.0345 & 0.6833 & 0.7294 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 0.8111 \\ 0.4242 \\ -0.4027 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0.9907 \\ 0.1322 \\ -0.0319 \end{pmatrix} \quad (7)$$

따라서 계산된 재결정 집합조직은 $(0.0062 \ 0.2781 \ 0.9606) [0.9907 \ 0.1322 \ 0.0319]$ 이다. 만일 OA, OB, OC를 <100>의 순서를 다르게 하면 다른 계산결과가 나오지만 물리적으로는 같은 방위이다. 이 계산 재결정집합조직을 Fig 9에 측정재결정과 함께 나타내었다. 실험값이 분산되어있으나 계산값과 비교적 잘 일치하고 있다.

4. 면심입방정 다결정 금속판재의 재결정 집합조직

적층결함 에너지가 중간 값에서 높은 값을 갖는 면심입방정 다결정금속의 냉연집합조직은 황동방위 {110}<211>, 구리방위 {112}<111>, 고스(Goss)방위 {011}<100>, S 방위{123}<634>, 입방체방위 {001}<100> 로 구성되어 있다. 오일러 공간에서 이러한 방위를 연결하는 선을 흔히 β 선 이라고 한다 (Fig 10). Fig 11은 95% 냉간압연한 알루미늄의 (111) 극점도이다. 다결정 알루미늄과 구리의 평면변형압연집합조직의 주성분은 구리방위성분과 S방위성분이다.

Table 1 Texture Component Strength of High Purity OFE copper ⁽²⁷⁾

	Rolling reduction	Brass	Copper	Goss	S	Cube
Deformation	58%	3.6	2.6	1.1	1.4	0.6
Texture	73%	2.8	3.0	0.9	1.1	1.1
	90%	0.7	5.7	0.1	0.7	1.3
Recrystallization	58%	2.1	1.4	1.0	1.3	1.2
Texture	73%	1.8	1.5	1.3	1.4	2.1
	90%	0.2	0.8	0.2	0.4	20.0

냉연 구리와 알루미늄의 재결정집합조직이 입방체방위라는 것은 잘 알려져 있다. Fig 11에서 보는 바와 같이 S 방위와 입방체방위 사이에 40° <111> 관계 (<111>을

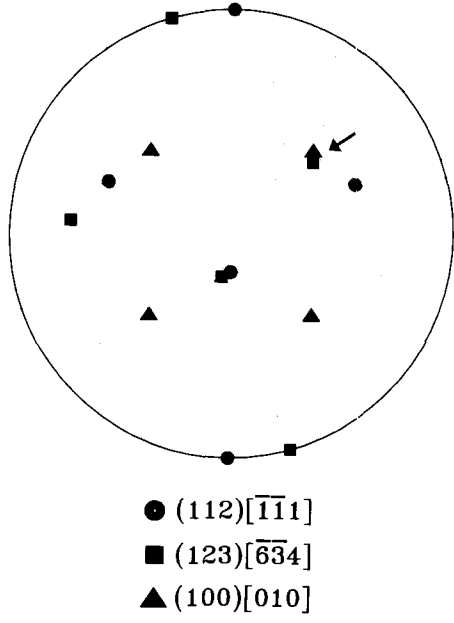


Fig. 11 (111) pole figure of 99% cold rolled aluminum specimen showing that the (123) [-6-3 4] and (100)[010] textures have a common <111> axis (arrow) ●(112)[-1-11], ■(123)[-6-3 4], ▲(100) [010]

정축으로 40° 의 회전관계)가 있고 40° <111>의 입계의 이동도가 크다는 사실 때문에 S 방위가 재결정 후에 입방체방위가 된다고 수 십년 간 믿어왔다. 그러나 구리집합조직이 입방정재결정집합조직과 더 큰 관련이 있다는 증거가 있다. Table 1의 실험결과⁽²⁸⁾를 보면 73% 이하의 압연에서는 변형집합조직이 강하게 발달하지않고 재결정집합조직도 무질서에 가깝다. 90%의 단면감소에서는 강한구리집합조직이 얻어지고 재결정집합조직은 강한입방체방위이다. 95% 냉간압연한 Al - 0~9%Mg합금을 598K에서 0.5~96시간 어닐링한 경우, 변형집합조직의 구리방위성분의 밀도와 재결정집합조직의 입방정방위성분이 모두 3%Mg에서 얻어졌다 (Fig 12⁽²⁹⁾). 위의 2 경우가 구리가공집합조직이 입방체재결정집합조직으로 변한다는 것을 보여주는 것 같다. 그러나 이것만으로는 충분하지 않다. 왜냐하면 가장 높은 밀도의 가공방위성분이 반드시 가장 높은 재결정방위성분과 관련이 있지 않기 때문이다⁽³⁰⁾.

95% 냉간압연한 구리를 400~500°C에서 어닐링하는

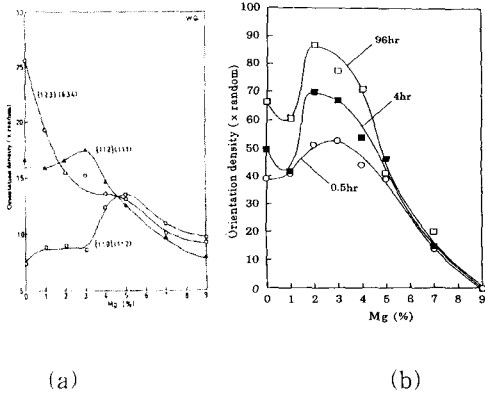
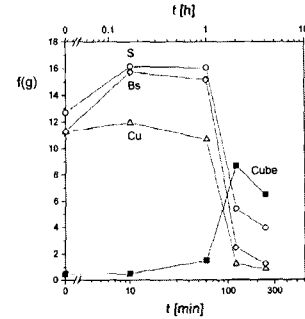


Fig. 12 Effect of Mg content on (a) densities of copper {112}<111>, S {123}<634>, and brass {110}<112> orientations in Al-Mg alloys cold rolled by 95% and on (b) density of {001}<100> orientation in specimens in (a) after annealing at 598 K for 0.5, 4, and 96h⁽²⁸⁾

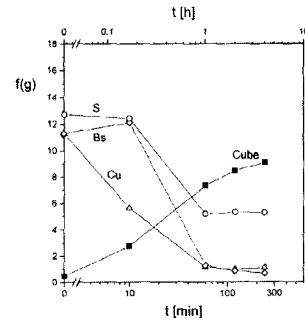
동안 방위밀도의 변화 (Fig 13⁽³¹⁾), 95% 냉간압연한 AA 8011 Al 을 350°C에서 어닐링하는동안 방위밀도의 변화 (Fig 14⁽³⁰⁾), 95% 냉간압연한 Fe-50%Ni 을 600°C에서 어닐링하는 동안 방위밀도의 변화 (Fig 15⁽³²⁾), 95% 냉간압연한 구리를 2.5 K/s 의 가열속도로 150-300°C 까지 가열하였다가 급랭하였을 때에 어닐링하는 동안 방위 밀도의 변화 (Fig 16⁽¹¹⁾)를 보면 입방정방위가 증가하기 시작하면 구리방위성분이 가장 빨리 사라진다. 이 결과로부터 구리가공방위가 입방정재결정방위와 관계 있음을 알 수 있다. 재결정은 변형에너지가 높은 영역에서 재결정이 일어나기 쉽다. 변형된 결정에 저장된 에너지가 Taylor 계수 (factor)에 비례한다는 것이 알려져 있다. 입방정방위, 구리방위, S 방위, 황동방위의 Taylor 계수는 각각 2.45, 3.64, 3.24, 2.45이다⁽¹¹⁾. 1.5의 변형률까지 평면변형압축한 99.99% 알루미늄 결정의 저장된 에너지를 측정된 결과에 의하면, 구리방위영역이 S 방위영역보다 높은 에너지를 가지고있다⁽³³⁾.

따라서 구리방위를 가진 결정립이 S 방위를 가진 결정립 보다 재결정 구동력이 더 클 것으로 생각된다. 그러므로 구리방위가 S 방위보다 재결정 시 입방정방위로 변하려는 경향이 크다고 볼 수 있다.

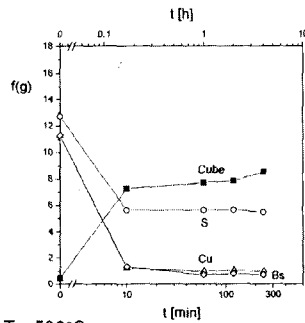
구리방위로부터 입방정방위로의 전이를 변형에너지방출최대화이론으로 설명할 수 있다.^(3,22,23) 구리방위 {112}<111>를 대표하여 (112)[111]결정의 평면변형압축 (압축



(a) T_R=400°C



(b) T_R=450°C



(c) T_R=500°C

Fig. 13 Changes in densities of copper Cu, S, brass Bs, and cube orientations in 95% cold rolled copper during annealing at 400, 450, and 500°C⁽³⁰⁾

방향: [112], 연신방향: [111])의 경우를 설명한다. (112)[111]결정의 평면변형압축시 (112)[111]방위는 ε₁₃ 이완 구속모델에 의하면 안정하며 슬립계가 (111)[110], (111)[110], (111)[101], (111)[011]이고 슬립계의 전단변형률이 모두 같은 것으로 계산된다. ε₁₃ 에서 하첨자

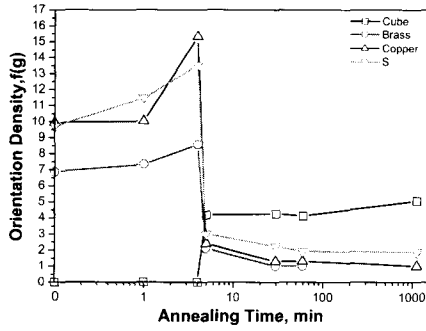
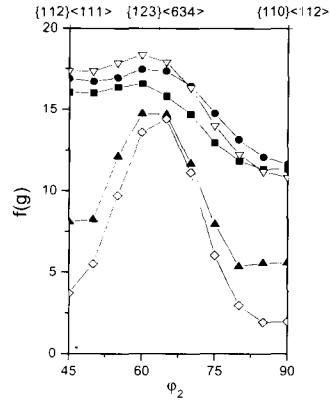
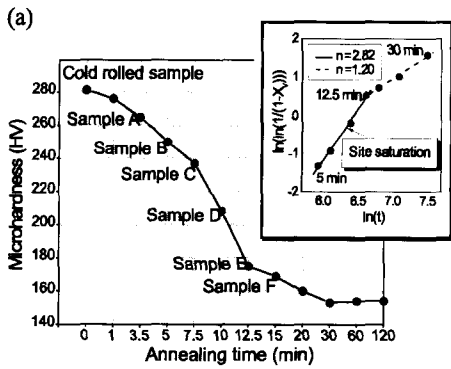


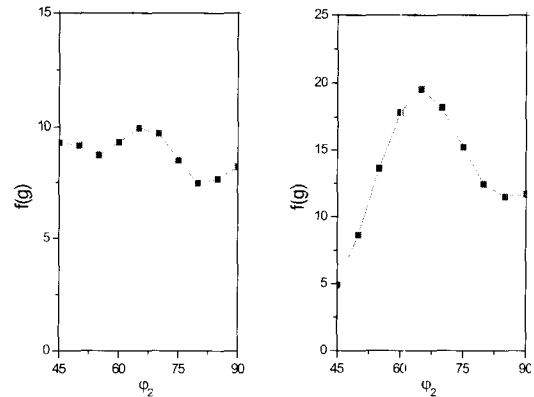
Fig. 14 Changes in densities of cube, brass, copper and S orientations in 95% cold rolled AA8011 during annealing at 350 °C⁽³¹⁾



(a)



(a)



(b)

(c)

Fig. 16 (a) Orientation densities along β fiber measured by X-ray for center layer of copper sheet cold rolled by 95% and heated to various temperatures (∇ deformed, \bullet 425K, \blacksquare 475K, \blacktriangle 500K, \blacklozenge 525K) at a rate of 2.5 K/s. Orientation n densities along β fiber measured by EBSD for copper specimens cold rolled by 95% and heated to (b) 500K and (c) 525K at a rate of 2.5 K/s⁽¹¹⁾

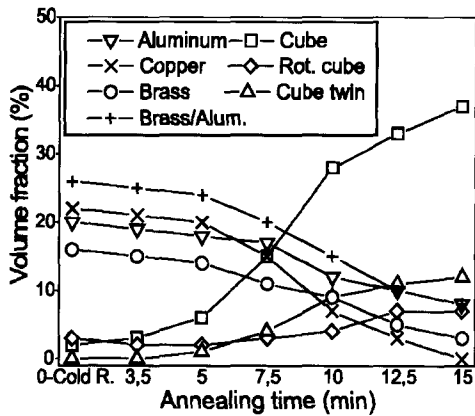


Fig. 15 Recrystallization of 90% cold rolled Fe-50%Ni at 600 °C. (a) Microhardness vs. annealing time and JMAK plot. (b) Evolution of bulk textures with annealing time⁽³²⁾

1과 3은 압연방향과 압연면의 수직방향을 나타낸다.

슬립방향을 압연방향과 예각을 이루도록 정한 것은 앞에서 이미 설명하였다. 따라서 절대최대내부응력방향은 $[01\bar{1}] + [10\bar{1}] + 0.577 \times 2[110] = 2[11\bar{1}]$. 여기서 0.577은 앞에서 언급한 바 있다. $[11\bar{1}]$ 방향은 재결정 후에는

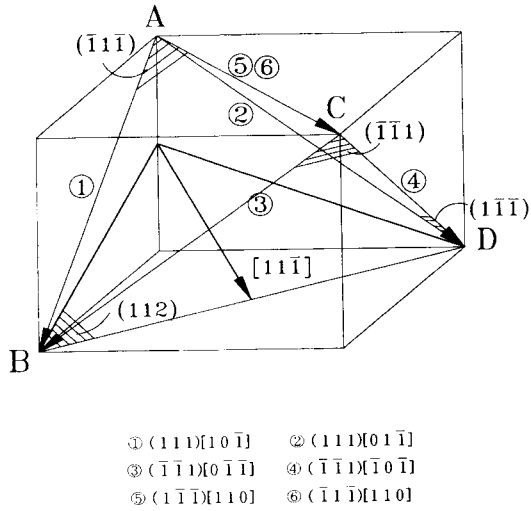


Fig. 17 Active slip systems (1, 2, 5, 6) of fcc crystal with orientation of (112)[11-1]

최소탄성계수방향 [100]에 평행하게 된다. 또 다른 하나의 방위관계를 정하여야 한다. 재결정상태에서의 최소탄성계수 <100> 방향들 중 하나에 평행할 변형상태에서의 방향은 Fig 17을 참조하고 대칭성을 고려하면, 절대최대 내부응력방향인 $[11\bar{1}]$ 과 수직인 비작용 슬립방향인 $[011]$, $[101]$, $[1\bar{1}0]$ 방향 중 $[1\bar{1}0]$ 이어야 한다. 만일 $[1\bar{1}0]_d // [010]_r$ (여기서 하첨자 d와 r는 각각 변형상태와 재결정된 상태를 의미한다.) 되게 놓으면, 기하학적인 관계로부터 재결정집합조직은 $(001)[100]$ 으로 계산된다. 즉, $(112)[11\bar{1}]$ 압연집합조직은 $(001)[100]$ 재결정집합조직으로 변하는 것으로 계산된다. 대칭성을 감안하면 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 압연집합조직이 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 재결정집합조직으로 변한다.

이러한 전이가 일어나기 위하여서는 변형된 기지에서 생기든 이미 존재하는 입방정방위 띠로부터 입방정방위 핵이 필요하다. 입방정방위 띠가 핵의 역할을 하기 위해서는 어닐링 중 다른 방위로 변하지 않아야 한다. 완전구속모델계산에 의하면 입방정방위는 평면변형축 대해 준안정하며 작용슬립계는 $(111)[10\bar{1}]$, $(1\bar{1}\bar{1})[101]$, $(1\bar{1}\bar{1})[101]$, $(1\bar{1}\bar{1})[10\bar{1}]$ 이고 이 슬립계들의 전단변형률은 같다. 만일 입방정방위결정이 압연 후에 살아 남았다면, 이것은 앞의 슬립을 했을 것이다. 절대최대내부응

력방향은 $[10\bar{1}] + [101] + [101] + [10\bar{1}] = [400] // [100]$. 이 방향은 최소 탄성계수 값과 같기 때문에 재결정이든 회복이든 간에 입방정방위는 어닐링 후에 방위가 변하지 않을 것이다⁽¹⁷⁾. 고체 속의 원자들은 특별히 필요하지 않는 한 제자리에 머물고자 할 것이기 때문이다. 변형에너지방출최대화이론은 입방정방위 핵이 어떻게 형성되는가에 대해서는 설명하지 않는다. 그러나 만일 입방정방위의 결정이 압연 중 생존하면 어닐링 중 생존하여 핵 역할을 하여 이웃의 구리방위의 결정을 맨 먼저 잠식하면서 성장할 것이다. 왜냐하면 구리방위의 결정은 입방정방위로 변하려고 하기 때문이다. 성장한 입방정방위의 결정은 S방위나 황동방위 같은 다른 방위의 결정을 잠식하면서 성장하여 결국 입방정방위 재결정방위를 형성할 것이다.

5. 결 론

$(123)[41\bar{2}]$ 결정을 평면변형 압축하여 재결정후의 방위는 변형에너지방출최대화이론으로 계산한결과와 잘 일치한다. 중간이상 크기의 적층결함 에너지를 가지고있는 면심입방정 다결정금속의 입방정방위 재결정집합조직은 압연집합조직에서의 S방위보다는 구리방위에 더 큰 영향을 받으며 입방정방위 띠가 어닐링 중 다른 방위로 변하지 않고 핵으로 작용할 수 있음을 변형에너지방출최대화이론으로 설명할 수 있다.

후 기

이 논문은 서울대학교 집합조직연구소(NRL)의 지원으로 이루어졌다.

참 고 문 헌

- (1) Burgers, W. G. and Louwse, P. C., 1931, Z. Metallkde, Vol. 67, p. 605.
- (2) Barrett, C. S., 1940, Trans. AIME, Vol. 137, p. 128.
- (3) Lee, D. N., 1995, Script. Metall. Mater., Vol. 32, p. 1689.
- (4) Lee, D. N., Kang, S. Y., and Yang, J. S., Mar. 1995, Plat. & Surf. Fin., Vol. 82, p. 76.
- (5) Choi, J.-H., Kang, S. Y., and Lee, D. N., 2000, J.

- Mater. Sci., Vol. 35, pp. 4055~4066.
- (6) Kim, I. and Lee, S. K., 2000, *Textur. Microstr.*, Vol. 34, pp. 159~169.
- (7) Lee, Y.-S. and Lee, D. N., 2000, *J. Mater. Sci.*, Vol. 35, pp. 6161~6168.
- (8) Nam, H.-S. and Lee, D. N., 1999, *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 146, p. 3300.
- (9) Yang, J. S. and Lee, D. N., 1999, *Metal. Mater.*, Vol. 5, p. 465.
- (10) Lee, D. N., 2002, *Mater. Sci. Forum*, to be published.
- (11) Hong, S.-H. and Lee, D. N., *Mater. Sci. Eng.* Submitted (2001.8).
- (12) Hong, S.-H. and Lee, D. N., 2002, *ISIJ International* in press.
- (13) Lee, D. N., 1996, *Textur. Microstr.*, Vol. 26~37, p. 361.
- (14) Lee, D. N. and Jeong, H.-T., 1998, *Scripta Mater.* Vol. 38, p. 1219.
- (15) Lee, D. N. and Jeong, H.-T., 1999, *Mater. Sci. Eng.* Vol. A269, p. 49.
- (16) Lee, D. N. and Hong, S.-H., 2001, "Recrystallization and Grain Growth", Gottstein, G. and Molodov, D. A. (Eds.), Springer, Berlin, pp. 1349~1354.
- (17) Lee, D. N., 2001, *J. Mater. Process. Tech.*, in press.
- (18) Park, Y. B., Lee, D. N., and Gottstein, G., 1997, *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 13, p. 289.
- (19) Park, Y. B., Lee, D. N., and Gottstein, G., 1998, *Acta mater.*, Vol. 46, pp. 3371~3379.
- (20) Ryu, J. H. and Lee, D. N., 2001, *Mater. Sci. Eng.* in press.
- (21) Sutton, A. P. and Balluffi, R. W., 1996, "Interfaces in Crystalline Materials", Clarendon Press, Oxford p. 115.
- (22) Zehetbauer, M., 1993, *Acta metal.mater.* Vol. 41, p. 589.
- (23) Lee, D. N., 1999, *Metal. Mater.* Vol. 5, pp. 401~417.
- (24) Lee, D. N., 2000, *Inter. J. Mech. Sci.*, Vol. 42, p.1 645.
- (25) Blicharski, M., Liu, J., and Hu, H., 1995, *Acta Mater.* Vol. 43, p. 3125.
- (26) Canova, G. R., Fressengeas, C., Molinari, A., and Kocks, U. F., 1988, *Acta metall. mater.* Vol. 36, p.1961.
- (27) Toth, L. S., Gilormini, P., and Jonas, J. J., 1988, *Acta metall. mater.* Vol. 36, p. 3077.
- (28) Necker, C. T., Doherty, R. D., and Rollett, A. D., *Textur. Microstr.* Vol. 14-18, p. 635.
- (29) Koizumi, M., Saitou, T., and Inagaki, H., 1999, "Proc. ICOTOM12", pp. 848~853.
- (30) Engler, O., 2001, *Acta mater.*, Vol. 49, pp. 1237~1247.
- (31) Huh, M. Y., Cho, Y. S., and Engler, O., 1998, *Mater. Sci. Eng.* Vol. A247, pp. 152~164.
- (32) Caleyó, F., Baudin, T., Penelle, R., and Venegas, V., 2001, *Scripta Mater.* Vol. 45, pp. 413~420.
- (33) Godfrey, A., Juul Jensen, D., 2001, "Recrystallization and Grain Growth", Gottstein, G., Molodov, D. A. (Eds.), Springer, Berlin, p. 843.