

알루미늄 5000계 판재에서 두께 층에 따른 집합조직 형성에 미치는 압연 패스당 변형률의 영향에 관한 연구

김현철* · 김용희* · 허무영*

(1999년 12월 15일 접수)

Effect of Rolling Draughts on the Evolution of Through-Thickness Textures in Aluminum 5000X Sheet

H.C. Kim, Y.H. Kim and M.Y. Huh

Abstract

The influence of rolling draughts on the formation of through-thickness textures in aluminum 5000X sheet was investigated by X-ray texture measurements and microstructure observations. In order to intensify the deformation inhomogeneities, cold rolling was performed without lubrication. Applying a large draught gave rise to the formation of the shear texture at the surface, whereas a normal plane strain texture formed at the surface after deformation with a small draught. The orientation density along the β -fiber orientations which developed in the center layer of the rolled specimen was also dependent on the strain paths during rolling. The evolution of the through-thickness textures was discussed in terms of strain gradients in a roll gap. Upon annealing, the deformed substructure of sample surfaces was transformed into a fine grained recrystallized microstructure through extended recovery reactions. However, coarse grains developed after the discontinuous recrystallization which gave rise to the development of the Cube-texture.

Key Words : Aluminum 5000X Sheet, Rolling Texture, Shear Texture, Annealing Texture, Extended Recovery, Discontinuous Recrystallization.

1. 서론

연비 저하와 환경 보호를 위하여 차량의 경량화에 대

한 연구는 새로운 21 세기의 중점 연구과제이다. 자동차 경량화를 위한 소재로 종래에 사용하던 철강재를 강도가 높은 알루미늄 합금으로 대체하고자 하는 시도와 연구가

* 고려대학교 공과대학 재료금속공학부

매우 활발하게 진행되고 있다.⁽¹⁾ 특히 5000계 알루미늄 판재는 저비중, 고강도, 고연성, 우수한 내부식성, 용접성, 기계가공성을 갖기 때문에 철강 판재를 대체할 재료로 주목받고 있다. 그런데 알루미늄 판재에서는 강관을 대체할 만큼의 강도와 우수한 판재성형성이 동시에 얻어지지 않는다. 즉 알루미늄 합금 판재에서 연신율이 비록 높더라도 디프드로잉이나 스탬핑, 또는 컵핑과 같은 판재성형시 대부분 매우 나쁜 성형성이 얻어진다.^(2,3) 어닐링한 저탄소 강관의 집합조직에서는 γ -섬유라 알려진 {111}/ND 우선방위가 발달하여 이에 따라 높은 평면방향이방성⁽⁴⁻⁹⁾이 얻어진다. 이에 반하여 어닐링한 알루미늄 판재에 존재하는 집합조직에는 fcc금속의 대표적인 재결정방위인 {001}<100> 입방체방위가 발달하여 나쁜 판재성형성이 얻어진다.^(10,11) 또한 합금원소가 많고 기지에 석출물등의 개재물이 다량 존재하는 알루미늄판재에는 재결정시 {011}<100> 우선방위가 발달한다.⁽¹⁰⁾ 이와 같은 집합조직을 갖는 판재는 대부분 낮은 R-값⁽¹²⁻¹⁴⁾을 가지며, 또한 판재에서 R-값의 변화가 커서 디프드로잉시 귀(earing)의 발생이 크게 얻어진다. 따라서 알루미늄 판재의 집합조직을 제어하여 성형성을 증가시키려는 연구들이 많이 진행되고 있다.^(15,16)

압연변형은 변형전과 변형후의 형태변화를 고려하여 일반적으로 평면변형으로 간주될 수 있다. 그러나, 실제로 압연변형시 평면변형은 압연재의 중앙 층에서만 만족될 수 있으며, 압연롤의 기하학적 형상과 롤과 시편 사이의 마찰로 인해 압연재의 두께 층에 따라 평면변형으로부터 벗어난 변형상태가 존재하여 압연재의 두께 층에 따라 다른 형태의 집합조직이 발달하게 된다.^(5,10,17-19) Truszkowski⁽²⁰⁾과, Bauer⁽²¹⁾ 등은 압연롤 사이의 기하학적 형상이 압연시편 표면에서의 전단집합조직의 형성 및 두께 층에 따른 압연집합조직의 불균일성을 야기하며 특히 전단집합조직의 형성은 압연변형의 기하학적 형상에 따른 l/h -비 (l :롤과 시편의 접촉길이, h :시편의 평균두께)에 의존함을 보고한 바 있다. Huh⁽¹⁷⁾ 등은 고순도 알루미늄에서 압연롤의 형상과 마찰에 의한 전단집합조직의 형성을 시뮬레이션으로 해석하였다. 또한 최근에 Huh^(5,22) 등은 저탄소강관에서 판재두께에 따른 우선방위의 변화를 보고하였다. 이와 같이 압연집합조직의 형성은 판재의 두께^(18,19) 및 압연공정변수^(20,22,23)에 의존하나 알루미늄 판재에서 압연공정변수에 따른 표면 층과 중앙 층의 집합조직 변화를 체계적으로 연구한 결과는 보고된 것이 없다. 따라서 본 연구에서는 알루미늄 5000계 판재에서 두께에 따른 불균일집합조직의 형성에 미치는 압연 조건의 영향을 규명하고자 냉간압연시 불균일집합조직의

형성을 크게 하기 위하여 무윤활 압연으로 행하였으며 또한 압연공정의 변수로 압연변형시 패스 당 변형률을 변화시켜 실험하였다. 측정된 집합조직은 방위분포함수(ODF, orientation distribution function)로 계산하여 우선방위의 변화를 조사하였으며, 그 결과를 Taylor⁽²⁴⁾ 모델에 기초를 둔 방위회전안정도 계산으로 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 대한알루미늄에서 제조한 두께 4.44mm의 알루미늄 5000계 합금을 사용하였으며 화학조성은 Table 1과 같다. 냉간압연 시편은 지름 127mm의 실험실용 압연기를 사용하여 최종 압연가공도 77.5%($\epsilon=1.5$, 1mm)까지 압연하여 제조하였으며, 패스당 압하율이 압연조직 및 최종 어닐링조직에 미치는 영향을 고찰하기 위하여 압연 패스당 진변형률(ϵ_{step})을 0.13(12 패스), 0.4(4 패스), 0.75(2 패스)로 변화 시켜가며 압연을 행하였다. 또한 냉간압연 시 시편 두께에 따른 불균일 압연을 크게 하기 위하여 압연유를 사용하지 않는 무윤활압연을 행하였다. 이와 같이 압연변형변수를 달리하여 냉간압연된 시편들에서 재결정시 집합조직의 변화를 측정하기 위하여 각 시편을 400°C의 환원성 수소분위기에서 각각 1시간씩 어닐링 열처리하였다.

Table 1 Chemical composition of investigated aluminum 5000X alloy (bal. Al)

Elements	Mg	Mn	Fe	Ti	Si	Zn	Cu	Cr	V
wt%	4.5	0.35	0.27	≤0.1	0.08	≤0.05	≤0.05	0.03	0.014

집합조직은 자동화된 x-선 고니오메타에서 {111}, {200}, {220} 극점도를 측정된 후 Bunge⁽²⁵⁾의 방법에 의하여 방위분포함수로 계산하였다. 이 논문에서 방위는 Miller지수 {hkl}<uvw> 또는 오일러 방위각 (ϕ_1, Φ, ϕ_2)으로 표시하였다. 압연패스 당 변형량이 큰 시료에서는 기하학적 형상에 따른 l/h -비가 커서 시료에서 전단변형이 예상되어 방위분포함수는 오일러 방위각 $0^\circ \leq \phi_1 \leq 180^\circ, 0^\circ \geq \Phi, \phi_2 \geq 90^\circ$ 이내에서 계산하였다.

3. 실험결과

3.1 무윤활 압연집합조직

Fig. 1은 본 연구에서 발견된 이상방위들의 위치를 Δ $\varphi_2 = 5^\circ$ 로 오일러 방위공간을 자른 $\varphi_2 = \text{const.}$ 면에서 보여주고 있다. 본 연구의 시료는 입방정이지만 전단 변형이 포함되기 때문에 각각의 φ_2 -면은 $0^\circ \leq \varphi_1 \leq 180^\circ$ 그리고 $0^\circ \geq \varphi \geq 90^\circ$ 범위로 보여지고 있다.

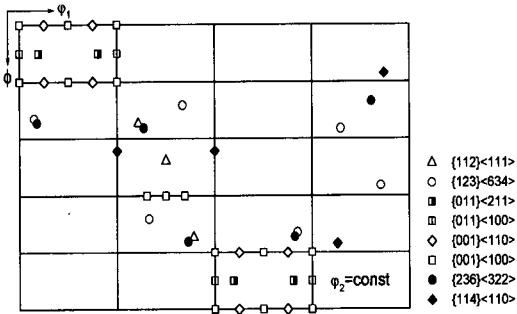
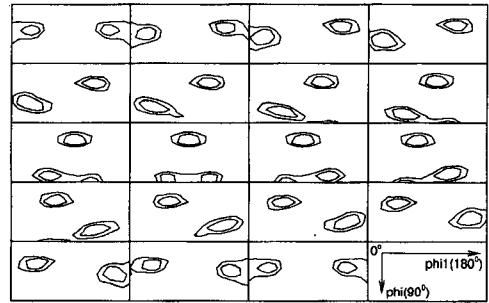


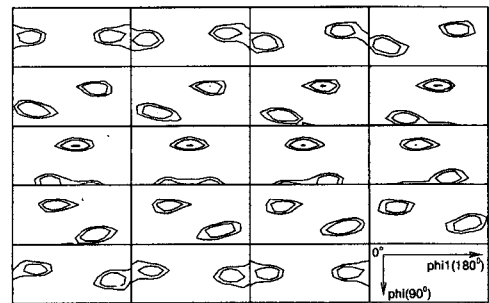
Fig. 1 Ideal orientations in the $\varphi_2 = \text{constant}$ sections

Fig. 2는 최종 압연가공도 77.5%까지 무윤활 냉간압연 후에 압연재의 중앙 층에 형성된 집합조직으로 패스당 변형률에 따른 집합조직의 변화를 보여준다. 압연재 중앙 층의 집합조직에는 패스당 변형률에 관계없이 적층결합에너지가 높은 fcc 금속의 대표적인 압연집합조직인 Cu-방위 $\{112\}\langle 111 \rangle$, S-방위 $\{123\}\langle 634 \rangle$, Bs-방위 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 가 발달한 집합조직이 얻어졌다. 이 방위들은 3차원적인 오일러 공간에서 섬유(fiber) 형태로 연결되기 때문에 β -섬유라고 부른다.^(11,26) 최종 압연가공도인 77.5%까지 압연 시 패스수가 많을수록 즉 패스당 변형률이 적을수록 β -섬유의 방위밀도가 높게 얻어졌다. 이것은 β -섬유의 방위밀도 변화를 나타낸 Fig. 3에서 보다 잘 보여진다. 모든 시료의 중앙 층에서 측정된 β -섬유의 방위밀도 $f(g)$ 의 최대 값은 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 에서 얻어지며 최소 값은 $\{011\}\langle 211 \rangle$ 에서 얻어졌다. 77.5%까지 압연 후 패스 수에 관계없이 같은 형태의 β -섬유의 방위 발달이 얻어져 패스 수에 관계없이 중앙 층에는 동등한 변형상태가 작용했음을 알 수 있다. 또한 흥미로운 점은 패스 수가 가장 많은 12 패스로 압연한 시료가 패스 수가 가장 작은 2 패스로 압연한 시료에 비하여 β -섬유에 속하는 방위들의 방위밀도가 약 $f(g)=1.5$ 정도 높게 얻어졌다.

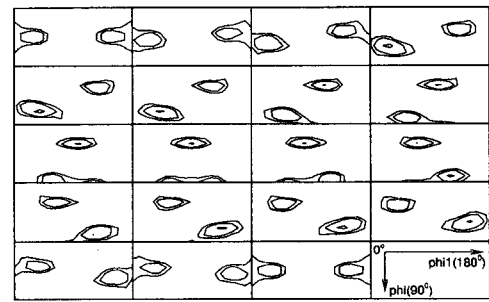
Fig. 2와 같이 중앙 층에서는 집합조직의 발달에 미치는 패스 수의 영향이 거의 없이 유사한 집합조직이 얻어졌지만, Fig. 4의 77.5%까지 무윤활 압연 후 표면 층에서 얻어진 집합조직은 패스 수에 따라 전혀 다른 형태의



(a)



(b)



(c)

Fig. 2 Evolution of deformation texture at the center layer The number of rolling passes to the final 77.5% reduction was (a) 2, (b) 4 and (c) 12

집합조직의 발달이 얻어졌다. 12 패스로 압연한 표면 층의 집합조직인 Fig. 4(c)는 중앙 층과 거의 같은 Cu-방위, S-방위, Bs-방위로 이루어진 β -섬유 방위들이 발달하였다. 그러나 2 패스로 77.5%까지 압연한 시료의 표면 층에는 fcc의 전단방위로 알려진 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 방위가 유일한 우선방위로 집합조직에 발달하였다. 이 방위는 오일러 각 $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2) = (45^\circ, 0^\circ, 0^\circ)$ 와 대칭으로 동등

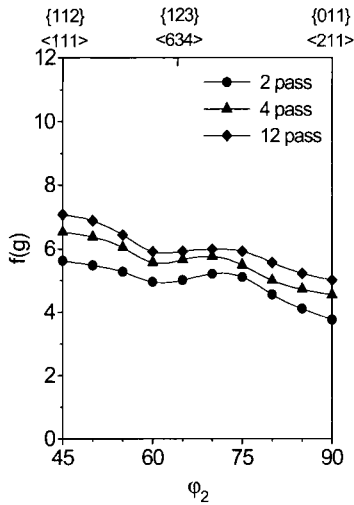


Fig. 3 Orientation densities along the β -fiber showing the variation of textures at the center layer

한 오일러 공간에 나타난다.

따라서 φ_2 -면에서 방위분포함수를 보여주는 Fig. 4(a)의 모든 φ_2 -면에서 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 방위가 보여진다. Fig. 4(b)는 4 패스 77.5%까지 압연한 시료의 표면 층의 집합조직으로 2 패스로 압연한 Fig. 4(a)와 12 패스로 압연한 Fig. 4(c)와는 다른 형태로 우선방위의 발달이 일어났다.

여기에는 Cu-방위에 근접한 (90° , 25° , 45°)에서 방위밀도의 최고 값 $f(g)=4.22$ 가 일어났다. Fig. 4(b)와 (c)의 $\varphi_2=35^\circ$ 면을 비교하면, Fig. 4(c)에서는 (55° , 75° , 35°)와 (105° , 35° , 35°)에서 우선방위가 일어나지만 Fig. 4(b)에서는 (55° , 75° , 35°)에서 우선방위가 일어나지 않았다. 이것은 $\varphi_2=65^\circ$ 면에서도 보여진다. 즉 12 패스로 압연한 Fig. 4(c)의 집합조직에서는 시편에서 정방형 대칭이 가능하지만 4 패스로 압연한 Fig. 4(b)

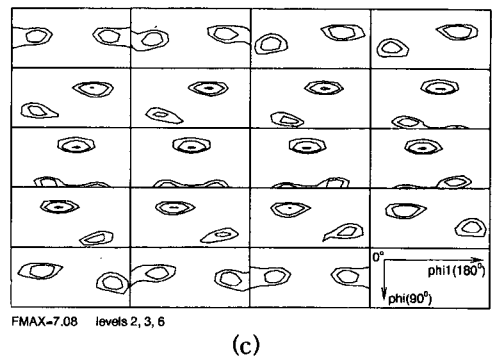
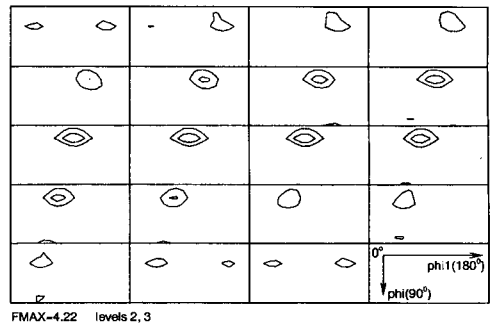
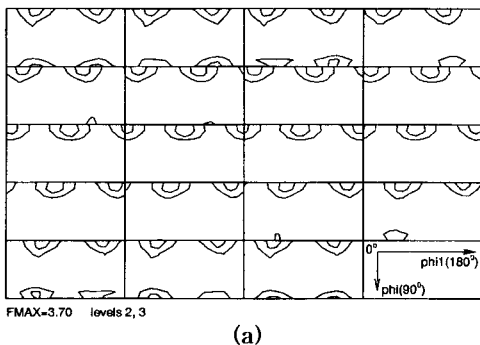
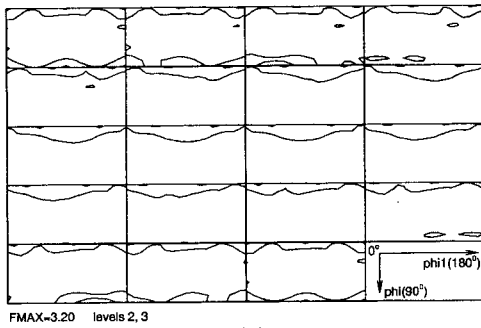


Fig. 4 Evolution of deformation texture at the surface layer The number of rolling passes to the final 77.5% reduction was (a) 2, (b) 4 and (c) 12

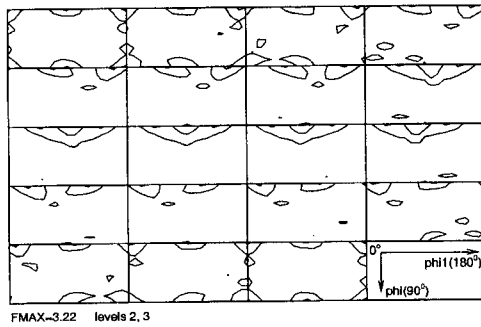
에서는 정방형 대칭이 성립하지 않음을 의미하는 것이다. 또한 Fig. 4(b)의 $\varphi_2=0^\circ$ 면에서 얻어진 (35° , 30° , 0°) 방위도 정방형 대칭을 갖고 있지 않다.

3.2 재결정 집합조직

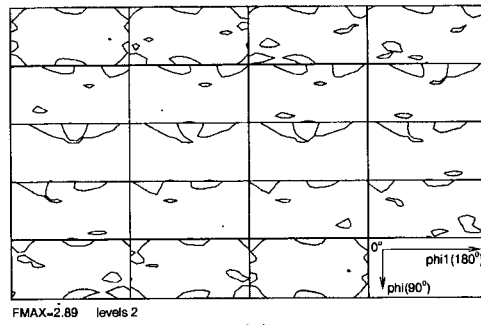
Fig. 5는 알루미늄 5000계 판재를 최종 압하율 77.5%까지 (a) 2 패스로, (b) 4 패스로, (c) 12 패스로 각각 무윤활 냉간 압연 후에 400°C 의 환원성 수소분위기에서 1시간씩 어닐링 열처리 후에 중앙 층에 형성된 집합조직을 보여준다. 재결정된 시료의 중앙 층의 집합조직에는 패스 당 변형물에 관계없이 적층결합에너지가 높은 fcc 금속의 전형적인 재결정집합조직인 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 입방체 방위가 형성되었다. 입방체 방위의 방위밀도는 $f(g)=4.0$ 이하로 낮았다. 12 패스와 4 패스로 77.5%까지 압연한 시료의 재결정집합조직에서는 입방체 방위의 산란이 $\langle 001 \rangle // \text{RD}$ 방향으로 일어나지만 2 패스로 압연한 시료에서는 입방체방위의 산란이 $\{100\} // \text{ND}$ 방향으로 일어났다.



(a)



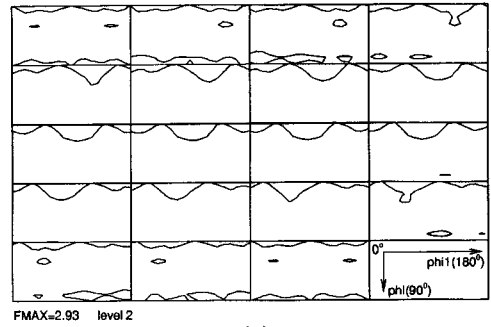
(b)



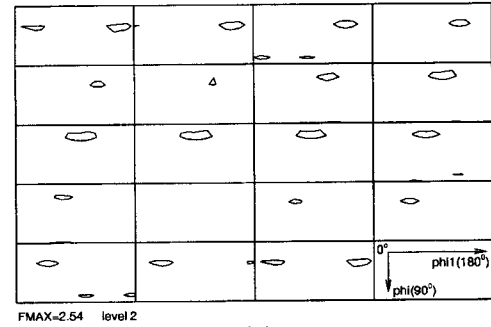
(c)

Fig. 5 Evolution of annealing texture at the center layer after annealing at 400°C for 1 h. The number of rolling passes to the final 77.5% reduction was (a) 2, (b) 4 and (c) 12

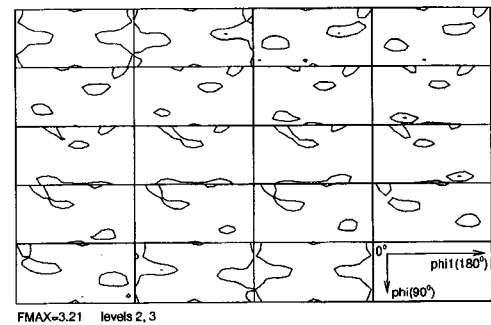
Fig. 5의 중앙 층에서는 재결정 후에 압연 패스 수의 영향이 거의 없이 유사한 형태로 입방체 집합조직이 얻어졌다. 그러나 Fig. 6의 77.5%까지 무윤활 압연 후 400°C에서 1시간 어닐링 열처리 후에 표면 층에서 얻어진 재결정 집합조직은 압연 패스 수에 따라 전혀 다른 형태로 얻어졌다. Fig. 6(c)의 12 패스로 압연한 시료 표면의 어닐링 집합조직에는 약한 입방체 방위와 함께 역시 약한 Cu-방위, S-방위, Bs-방위가 재결정 집합조직에서 발견되고 있다.



(a)



(b)



(c)

Fig. 6 Evolution of annealing texture at the surface layer after annealing at 400°C for 1 h. The number of rolling passes to the final 77.5% reduction was (a) 2, (b) 4 and (c) 12

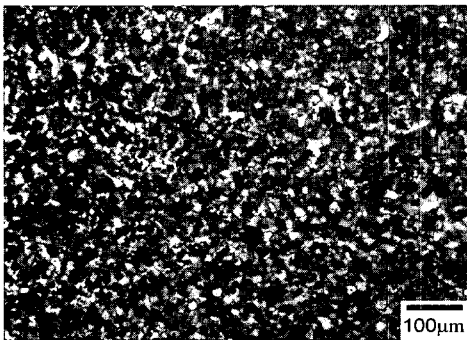
Fig. 6(a)의 2 패스로 압연하고 어닐링한 시료의 표면에는 약한 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 으로부터 $\{001\}/ND$ 로 방위산란이 보여진다. 또한 Fig. 6(b)의 4 패스로 압연하고 어닐링한 시료의 표면 집합조직은 거의 무질서에 가까운 집합조직이 얻어졌다. Fig. 6(a)와 (b)의 표면층 어닐링 집합조직을 Fig. 4(a)와 (b)의 표면층 압연 집합조직과 비교하면 흥미로운 점은 발견할 수 있다. 즉 재결정 어닐링 후에 집합조직의 방위밀도는 약한 감소가 일어나지만 집합조직에 존재하는 우선방위들의 형태는 어닐링을 하여도 변

하지 않는다는 점이다. 재결정시 입방체방위와 같은 새로운 재결정 방위가 형성되지 않은 것이다.

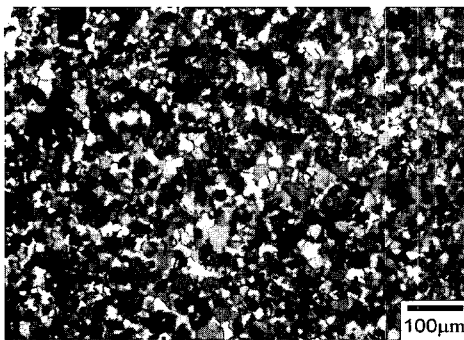
3.3 재결정 미세조직

알루미늄 5000계 판재를 최종 압연가공도 77.5%까지 2 패스로 무윤활 냉간 압연 후에 400°C의 환원성 수소분위기에서 1시간씩 어닐링 열처리 후에 표면 층에 형성된 결정립의 평균크기는 Fig. 7(a)와 같이 10 μm 이하로 매우 미세한 결정립이 형성되었다.

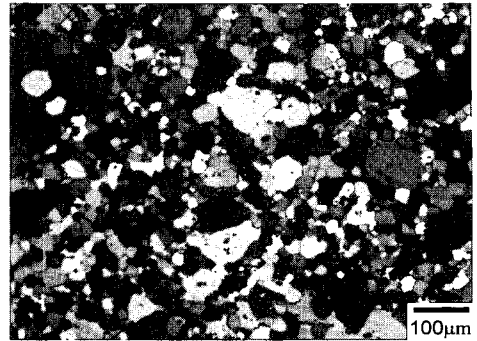
4 패스로 압연 후 어닐링한 시료의 표면 층에서도 Fig. 7(a)와 같이 10 μm 이하 크기의 결정립들이 관찰되었지만 12 패스로 압연한 시료의 어닐링 미세조직은 Fig. 7(b)와 같이 몇몇 결정립들이 10 μm 이상의 크기를 갖고 있었다. Fig. 7(c)는 4 패스로 무윤활 압연 후 어닐링한 시료의 중앙 층 미세조직으로 약 10 μm 크기의 작은 결정립들과 함께 수십 μm 의 크기를 갖는 조대한 결정립들이 많이 보여진다.



(a)



(b)



(c)

Fig. 7 Microstructure after annealing at 400°C for 1 h. (a) Surface layer of the specimen rolled to 77.5% with 2 passes, (b) surface layer of the specimen rolled to 77.5% with 12 passes and (c) center layer of the specimen rolled to 77.5% with 4 passes

2 패스 및 12 패스로 압연 후 재결정한 시료들의 중앙층에서도 Fig. 7(b)와 유사한 미세조직이 관찰되었다. 즉 재결정 후 중앙층에서는 집합조직과 미세조직 모두 압연 패스 수에 관계없이 유사하였다.

4. 고찰

4.1 패스당 변형률의 크기에 따른 집합조직의 안정방위

Truszkowski⁽²⁰⁾과, Bauer⁽²¹⁾ 등은 압연률 사이의 기하학적 형상이 압연시편 표면에서의 전단집합조직의 형성 및 두께 층에 따른 압연집합조직의 불균일성을 야기하며 특히 전단집합조직의 형성은 압연변형의 기하학적 형상에 따른 l/h -비 (l :롤과 시편의 접촉길이, h :시편의 평균 두께)에 의존함을 보고한 바 있다.

Table 2 Deformation degree per a rolling pass and the geometrical factor l/h

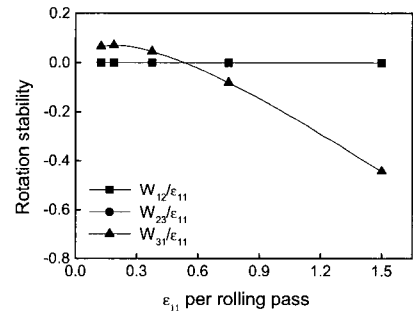
number of rollig pass	ϵ_{step}	l/h
2	0.75	5.39
4	0.4	4.58
12	0.13	2.72

Table 2는 본 연구에서 최종 압연가공도 77.5%까지 ($\epsilon_{total}=1.5$) 실험할 때 압연패스 수에 따른 패스당 변형률(ϵ_{step})과 l/h -비를 보여준다. Truszkowski⁽²⁰⁾ 등에 의하면 l/h -비가 0.5 이하로 작을 때 압연재의 중앙 층에 불균일 변형이 일어나며, l/h -비가 5.0 이상으로 매우 큰 조건에서는 표면 층에 전단방위가 얻어진다고 보고하였다. 본 연구에서는 실험한 모든 조건은 l/h -비가 2.72 이상이며, 2 패스로 77.5%까지 압연할 때 l/h -비가 5.0 이상으로 얻어졌다. 즉 2 패스의 조건은 불균일변형의 조건에 해당하며, 이것으로 Fig. 4(a)의 표면층에 전단집합조직 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 의 형성을 설명할 수 있다.

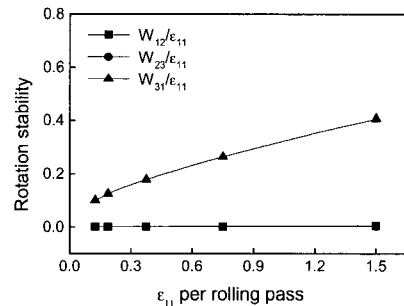
압연변형은 압연재의 형태변화를 생각하면 평면변형으로 간주될 수 있다. 그러나, 실제로 압연변형 시 평면변형은 압연재의 중앙 층에서만 만족될 수 있으며, 압연롤의 기하학적 형상과 롤과 시편 사이의 마찰로 인해 압연재의 두께 층에 따라 평면변형으로부터 벗어난 변형상태가 존재하여 압연재의 두께 층에 따라 다른 형태의 집합조직이 발달하게 된다.^(5,17-19) 압연변형 시 압연롤의 입구와 출구 사이에서 롤의 기하학적형상에 따른 전단변형률 e_{31} 과 롤과 압연재와의 마찰에 의한 전단변형률 e_{13} 은 일정한 값을 갖는 것이 아니고 롤의 입구에서 출구로 진행함에 따라 변화한다. 기하학적형상에 따른 전단변형률 e_{31} 은 Lee와 Duggan⁽²⁷⁾이 보고한 것과 같이 압연롤의 직경, 두께변형률, 시편의 두께에 의존한다. 또한 롤과 압연재의 표면에서 작용하는 마찰력에 의한 전단변형 e_{13} 은 롤과 압연판재와의 속도차이로 얻어진다. 이 e_{13} 은 롤의 입구쪽에서 최대값을 가지며 중립점에서는 롤과 압연판재의 속도가 같아 0이 된다. 또한 중립점을 지나면 입구쪽에서와 반대방향으로 전단변형이 발생하며 출구에서 입구와 반대부호의 최대값을 가지게 된다.⁽¹⁷⁻²⁰⁾ 이 전단변형률 e_{13} 의 변화는 또한 전적으로 시편의 두께층에 의존한다. 즉 $s=1.0$ 인 압연재의 표면층에서는 전단변형률 e_{13} 이 가장 크게 작용하지만 $s=0.0$ 인 중앙층에서 이 전단변형률은 시편이 압연롤사이에서 변형되는 동안 위치에 상관없이 $\dot{\epsilon}_{13}=0$ 이다. 이와 같이 기하학적형상에 의존하는 e_{31} 은 두께층에 관계가 없지만 마찰에 의존하는 e_{13} 은 압연재의 두께층에 전적으로 의존하는 것이다. Fig. 2의 최종 압하율 77.5%까지 무운활 냉간압연 후에 압연재의 중앙 층에 형성된 집합조직이 패스당 변형률에 관계없이 같은 형태의 β -섬유의 방위발달이 얻어진 것은 패스 수에 관계없이 중앙 층에는 동등한 변형상태가 작용한 것을 의미한다. 이것은 즉 패스 수에 관계없이 중앙 층에서는 e_{13} 이 0이었기 때문인 것이다.

Fig. 4의 77.5%까지 무운활 압연 후 표면 층에서 얻어

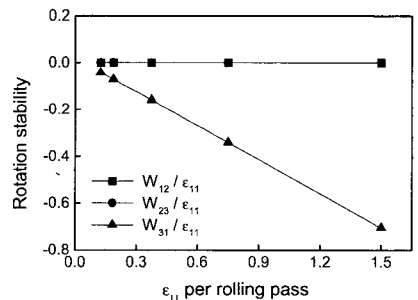
진 집합조직은 패스 수에 따라 전혀 다른 형태의 집합조직의 발달이 얻어졌다. 12 패스로 압연한 표면 층의 집합조직에선 중앙 층과 거의 같은 β -섬유 방위들이 발달하였다. 그러나 2 패스로 77.5%까지 압연한 시료의 표면 층에는 전단방위인 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 방위가 집합조직에 발달하였다. 이와 같이 패스 수에 따라 집합조직이 상이하게 나타난 것은 패스 수에 따라 시료 내에 존재하는 결정립들에서 서로 다른 방위회전을 일으켰기 때문이다.



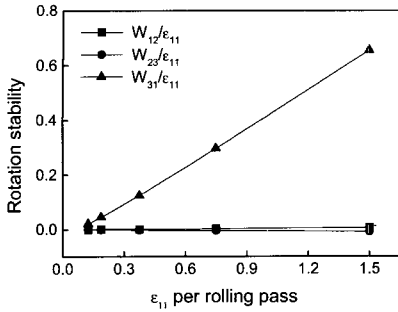
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 8 Effect of the strain (ϵ_{11}) per a rolling pass on the orientation stability (a) Cu-orientation in the strain state with $e_{13}=0$, (b) Bs-orientation in the strain state with $e_{13}=0$, (c) Cu-orientation in the strain state with $e_{13}=2.5$ and (d) Bs-orientation in the strain state with $e_{13}=2.5$

한 주어진 변형조건에서 방위의 회전안정도(rotation stability)는 한 방위가 얼마나 안정한지를 알 수 있는 척도로 사용된다. Fig. 8(a)와 (b)는 $e_{13}=0$ 인 즉 평면변형 조건에서 대표적인 압연안정방위인 (a) Cu-방위와 (b) Bs-방위의 그리고 Fig. 8(c)와 (d)는 $e_{13}=2.5$ 인 조건인 즉 마찰력이 심하게 작용하는 조건에서 (c) Cu-방위와 (d) Bs-방위의 압연 패스당 변형량에 따른 방위안정도를 계산한 결과이다. e_{13} 가 0인 조건에서 Cu-방위는 압연 패스당 변형량에 관계없이 W_{12} -회전과 W_{23} -회전에 대하여 안정하며, 패스당 변형량이 증가하면 W_{31} -회전 즉 TD-회전이 증가한다. 그러나 패스당 변형량이 0.75까지(2 패스 압연에 해당) W_{31} -회전도 안정한 편이다. 그러나 $e_{13}=2.5$ 인 조건에서 Cu-방위의 TD-회전은 크게 증가한다.

또한 Bs-방위도 압연 패스당 변형량과 $e_{13}=2.5$ 의 크기에 관계없이 W_{23} -회전과 W_{31} -회전에 대하여 안정하며, 패스당 변형률이 증가하면 역시 W_{31} -회전인 TD-회전이 증가한다. 특히 마찰이 크게 작용하는 $e_{13}=2.5$ 의 조건에서는 TD-회전이 크게 증가한다. 이 결과는 Cu-방위와 Bs-방위가 평면변형조건과 패스당 변형률이 적은 조건에서는 안정방위임을 입증하는 것이다. 또한 이 결과는 마찰력이 크게 작용하는 압연재의 표면층에서 패스당 변형률이 크면 TD-회전이 크게 되고 이에 따라 압연집합조직에서 벗어난 집합조직이 일어지는 것이다. 틀과 압연재 사이의 마찰이 클 때 압연재의 표면에서 전단집합조직이 형성되는 기구는 이미 실험과 시뮬레이션으로 밝혀진 바 있다.^(5, 17-19)

4.2 재결정 집합조직과 미세조직

알루미늄 5000계 판재를 최종 압연가공도 77.5%까지 (a) 2 패스로, (b) 4 패스로, (c) 12 패스로 각각 무윤활 공간 압연 후에 400°C에서 1시간 어닐링 열처리 후에 중앙 층에 형성된 집합조직은 Fig. 5와 같이 패스 당 변형률에 관계없이 적층결함에너지가 높은 fcc 금속의 전형적인 재결정집합조직인 $\{001\}<100>$ 입방체 방위가 형성되었다. 그런데 입방체 방위의 방위밀도는 $f(g)=4.0$ 이하로 낮았다. 재결정 집합조직에서 입방체집합조직의 형성은 선택적 핵생성^(28,29)과 선택적 성장⁽³⁰⁾으로 이해될 수 있다. 압연변형 시 미세조직에는 입방체띠(cube band)가 형성되며 이 입방체띠는 이웃한 변형조직에 대하여 우월한 핵생성을 하며, 입방체 방위를 갖는 핵들은 압연방위를 갖는 변형조직과 고정각 결정립계를 만들기 때문에 우선적으로 성장하여 입방체방위를 발달시킨다. 또한 Engler 와 Huh⁽¹¹⁾는 최근의 연구에서 알루미늄에서 결정립 성장에 의하여 입방체 방위의 발달이 언어짐을 밝혀내었다. 본 연구에서 비교적 약한 입방체 방위가 압연재의 중앙층에 형성된 이유는 총 압연가공도가 77.5%로 낮아 입방체띠가 많이 형성되지 않았기 때문이다. 또한 알루미늄 5000계 판재에는 합금원소가 존재하여 재결정시 다양한 개재물과 석출물들이 결정립 성장을 억제하여 Fig. 7(c)와 같은 미세조직이 얻어졌다. 결국 이 합금에서 재결정시 결정립 성장이 잘 일어나지 못하는 것도 재결정집합조직에서 입방체 방위가 약하게 형성되는 원인으로 작용할 것이다.⁽³¹⁾

Fig. 6(a)와 (b)의 표면 층 어닐링 집합조직을 Fig. 4(a)와 (b)의 표면 층 압연 집합조직과 비교하면 재결정 어닐링 후에 집합조직의 방위밀도의 약한 감소가 일어나지만 집합조직에 존재하는 우선방위들의 형태는 어닐링을 하여도 변하지 않는다. 이와 같이 어닐링한 표면 층의 집합조직이 압연한 표면 층의 집합조직과 유사한 것은 중앙 층의 재결정집합조직의 형성과는 전혀 다른 재결정집합조직의 형성기구가 표면 층에서 작용하였음을 의미하고 있다.

중앙 층에서는 β -방위로 이루어진 압연집합조직에서 입방체방위가 핵생성-성장하여 압연집합조직과 다른 입방체 방위로 이루어진 재결정집합조직이 형성되었고, 이때는 핵생성-성장을 포함하는 불연속재결정기구^(32,33)가 작용한다. 그러나 표면 층에 압연변형 시 중앙 층과는 다른 변형상태가 작용하여 입방체띠가 형성되지 못하면 어닐링 시 선택적인 재결정핵생성이 불가능할 것이다. 그러면 변형조직에 존재하는 모든 방위들은 거의 동등한

속도로 회복을 일으키며, 회복이 크게 진행되어 전위들이 거의 소멸되면 불연속재결정의 구동력이 없어져 불연속재결정은 일어날 수 없다. 이때 전위가 소멸된 결정립들은 압연변형 시 갖고 있던 방위를 유지하게 되는데 이런 재결정기구를 연속재결정(continuous recrystallization) 또는 확대된-회복(extended recovery)^(34,35)라 한다. 따라서 표면 층의 어닐링 집합조직이 변형집합조직과 유사한 것은 연속재결정에 의하여 재결정집합조직이 형성되기 때문인 것이다. 연속재결정이 일어날 때 결정립 성장은 요구되지 않는다. 이것이 Fig. 7(a)에서와 같이 매우 미세한 재결정 미세조직이 형성된 원인일 것이다.

5. 결론

본 연구에서는 알루미늄 5000계 판재에서 두께에 따른 불균일집합조직의 형성에 미치는 압연조건의 영향을 규명하고자 무운할 압연과 압연변형 시 패스당 변형률을 변화시켜 총압연가공도 77.5%까지 냉간압연과 재결정 실험하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 중앙 층에서는 변형집합조직은 패스 수의 영향이 거의 없이 유사한 β -섬유 집합조직이 얻어졌지만, 표면 층에서 얻어진 변형집합조직은 패스 수의 영향이 크게 나타나 12 패스로 압연시 전형적인 압연집합조직, 2 패스로 압연 시 전단집합조직등이 얻어졌다.

(2) 방위안정도의 계산결과 표면 층에서 패스당 변형률이 증가할수록 압연안정방위들에서 방위회전이 커져서 방위가 불안정해졌다.

(3) 중앙 층에서는 β -방위로 이루어진 압연집합조직에서 입방체방위가 핵생성-성장하는 불연속재결정기구가 작용하였으며, 표면 층에서는 선택적 핵생성과 선택적 핵성장이 불가능하여 연속재결정기구에 의하여 재결정이 완료되며, 그 결과 표면 층에서는 매우 미세한 재결정 결정립이 형성되었다.

후 기

본 연구는 98 한국학술진흥재단의 과학기술기초 중점연구지원연구 신소재연구(1998-017-E00098) 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

(1) T. Sato, Y. Kojima and T. Talabashi, 1982, Metall. Trans., 13A, p. 1373.

(2) Y. Takeshima, T. Hikida and H. Uto, 1993, Sumitomo Light Metal Technical Report 34, p. 59.

(3) G. A. Henshall, M.E. Kassner and H.J., 1992, Mcqueen, Metall. Tran. 23A, p. 881.

(4) W.B. Hutchinson, 1984, Inter. Met. Rev., 29, p. 25.

(5) M.Y. Huh, Y.S. Cho, J.S. Kim and O. Engler, Z., 1999, Metallkunde, 90, p. 124.

(6) M.Y. Huh, O. Engler and D. Raabe, 1995, Textures and Microstructures, 24, p. 225.

(7) J.H. Kwak, M.Y. Huh and S.U. An, 1993, J. of Kor. Soc. for Tech. of Plasticity, 2, p. 51.

(8) J.P. Ahn and M.Y. Huh, 1994, J. of Kor. Inst. Met. & Mater., 32, p. 1142.

(9) M.Y. Huh, D. Raabe and O. Engler, 1995, Steel Research 66, p. 353.

(10) M.Y. Huh, J.H. Kim, K.Y. Ha and S. Lee, 1996, Mat. Sci. Forum, pp. 217~222. p. 571.

(11) O. Engler and M.Y. Huh, 1999, Mater. Sci. Eng. A271, p. 371.

(12) D.N. Lee, 1987, Plastic Deformation, Munundang, Seoul p. 442.

(13) W.F. Hosford, Jr. and W.A. Backofen, 1964, Fundamentals of Deformation, Syracuse Univ. Press, Syracuse, New York p. 295.

(14) D.N. Lee and K.H. Oh, 1985, J. Mater. Sci., 20 p. 3111.

(15) M.Y. Huh and O. Engler, 1999, Proc. ICOTOM 12, ed. J.A. Szpunar, Montreal, p. 1124.

(16) Y.H. Kim, Y.S. Cho and M.Y. Huh, 1998, J. of Kor. Inst. Met. & Mater., 36 p. 303.

(17) M.Y. Huh, J.C. Park and S. Lee, 1996, Met and Mater. 3, p. 141.

(18) O. Engler, M.Y. Huh and C.N. Tome, 1999, Submitted to Metall. Mater. Trans. A.

(19) O. Engler, M.Y. Huh, 1999, Proc. Plasticity 99', ed. A.S. Kahn, Neat Press, Fulton MD, pp. 333~336.

(20) W. Truszkowski, J. Korl and B. Major, 1980, Metall. Trans., 11A, p. 749.

(21) R. E. Bauer, H. Mecking and K. Lücke, 1977, Meter. Sci. Eng., 27 p. 163.

(22) M.Y. Huh, H.C. Kim, J.J. Park and O. Engler, 1999, Mat. and Mater. 5 p. 437.

- (23) M.Y. Huh, Y.S. Cho and O. Enger, 1998, Mat. Sci. Eng. A247, p. 152.
- (24) G. I. Taylor, 1938, J. Inst. Metall., 62, p. 307.
- (25) H.J. Bunge, 1969, Mathematical Methoden der Texturanalyse, Akademie-verlag Berlin.
- (26) J. Hirsch and K. Lücke, 1988, Acta metall., 36 p. 2863.
- (27) C.S. Lee and B.J. Duggan, 1991, Metall. Trans., 22A p. 2637.
- (28) O. Engler, P. Yang and X.W. Kong, 1996, Acta Mater., 44, p. 3349.
- (29) H.E. Vatne, T. Furu and E. Nes, 1996, Mater. Sci. Tech., 12, p. 201.
- (30) G. Ibe and K. Lücke, 1966, in Recrystallization, Grain Growth and Textures, Ed. Margolin. ASM, Metal Park, p. 434.
- (31) R.K. Davies, V. Randle, G.J. Marshall, 1998, Acta Mater., 46, p. 6021.
- (32) A. Oscarsson, H.E. Ekstrom and W.B. Hutchinson, 1993, Mater. Sci. Forum, pp. 113~115, p. 177.
- (33) K. Lücke, O. Engler, 1992, Proc. ICAA3, ed. L. Arnberg et al., Trondheim, Norway, p. 439.
- (34) F.J. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 1996, Elsevier, Amsterdam.
- (35) O. Engler, 1999, Metall. Mater. Trans. 30A p.1517.