

## 알루미늄 5182 압연 판재의 어닐링 집합조직

김기주<sup>\*1)</sup> · 신광선<sup>2)</sup> · 정효태<sup>3)</sup> · 백영남<sup>4)</sup>

쌍용자동차 CAE팀<sup>1)</sup> · 서울대학교 재료공학부<sup>2)</sup> · 강릉대학교 금속재료공학과<sup>3)</sup> · 경희대학교 기계산업시스템공학부<sup>4)</sup>

### Textures Evolution of Rolled AA5182 Alloy Sheets after Annealing

Kee Joo Kim<sup>\*1)</sup> · Kwang Seon Shin<sup>2)</sup> · Hyo-Tae Jeong<sup>3)</sup> · Young-Nam Paik<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup>CAE Team, Ssangyong Motor Company, 150-3 Chilgoi-dong, Pyungtaek-si, Gyeonggi 459-711, Korea

<sup>2)</sup>School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

<sup>3)</sup>Department of Metallurgical Engineering, Kangnung National University, Gangwon 210-702, Korea

<sup>4)</sup>Department of Mechanical Engineering, Kyunghee University, Gyeonggi 449-701, Korea

(Received 1 June 2005 / Accepted 25 July 2005)

**Abstract :** In order to fabricate the aluminum alloys with good drawability, the textures evolution of the AA5182 sheets after rolling and annealing was studied. The measurement of the deformation textures was carried out for the sheets which were cold rolled with high reduction ratio by using the symmetric roll. In addition, the change of the recrystallization texture was investigated after heat-treatments of the rolled sheets with various heat treatment conditions. Rolling without lubrication and subsequent annealing led to the formation of favorable rot-C<sub>ND</sub> {001}<110> and  $\Upsilon$ -fiber ND//<111> textures in AA5182 sheets. From the results, the  $\Upsilon$ -fiber ND//<111> component well evolved during rolling at highest reduction ratio (over 90%, *l/d* parameter of 6.77). Among shear deformation textures, the  $\Upsilon$ -fiber ND//<111> was not rotated in holding time of 180~7,200 seconds at 350°C. The Monte-Carlo technique was used and could be representatively simulated these textures evolution during recrystallization.

**Key words :** AA5182 sheet, shear texture, Monte-Carlo technique, rolling, ND//<111>

### 1. 서론

판재의 딥드로잉성을 개선하기 위해서는 압연공정으로 제조되는 알루미늄 합금 판재의 소성변형비의 개선이 필요하며, 가공으로 인한 집합조직 및 평면이방성(planar anisotropy) 등에 대한 적절한 제어가 요구된다. 알루미늄 합금 판재 등, 압연 가공 금속 판재의 딥드로잉성의 판단기준인 소성변형비는 집합조직과 밀접한 관계가 있으며, 입방정 금속인 알루미늄 합금에서는 소성변형비의 증대를 위해 전단변형집합조직이 발달한 판재를 제조하여야 한

다.<sup>1-8)</sup> 입방정 금속의 전단변형집합조직은 압연물과 슬라브(slab) 사이의 마찰계수  $\mu$  값을 크게 하여 전단 방향으로 변형을 받게 하여 얻을 수 있으며, 전단변형집합조직 중 특히,  $\Upsilon$ -섬유집합조직 ND//<111>이 발달할 때 판재의 이방성은 감소하고 딥드로잉성이 증진되며, rot-C<sub>ND</sub> {100}<110> 방위가 발달할 때 이방성이 커지게 된다.<sup>1,2,8)</sup>

본 연구에서는, 몬테-칼로(Monte-Carlo) 시뮬레이션 기술<sup>9,10)</sup>을 이용하여 전단변형집합조직이 발달한 알루미늄 5182 합금판재의 어닐링 전·후 집합조직의 발달을 계산/재현하였다.

\*To whom correspondence should be addressed.  
kjkimfem@smotor.com

## 2. 실험 방법

### 2.1 AA5182 표면판재의 압연가공 및 열처리

본 연구에서 냉간 압연에 사용한 5182 알루미늄 합금은 노벨리스코리아(주)에서 열간압연하여 제조한 것으로 4.5 mm 두께의 판재이었다. 5182 알루미늄 합금의 냉간압연은 공정조건을 롤 지름(127 mm), 압연온도(상온), 압연속도(400 rpm), 패스당 압하량(50% 이상으로 하여 총 3패스에 걸쳐 압하량 92.8% 냉간 압연),  $l/d$  인자(형상인자는<sup>4,8)</sup> 6.77)를 조합하여 전단변형집합조직이 우선방위로 나타나게 하였으며, 이 때 마찰을 높여 전단변형집합조직이 더 잘 발달하도록 하기 위하여 윤활은 하지 않았다.<sup>11)</sup> 여기서,  $l/d$  인자에서  $l$ 은 롤 바이트 내의 롤과 판재의 접촉호를 투영한 길이이고  $d$ 는 판재의 평균 두께이다.

압연에 의하여 전단변형집합조직이 충분히 잘 발달된 판재를 열처리하여 재결정집합조직의 형성을 조사하였다. 열처리는 염욕(salt bath)를 사용하여 5182 알루미늄 합금에 대하여 350°C에서 0초, 60초, 180초, 1,200초, 3,600초 및 7,200초 동안 실시하였다.

### 2.2 몬테-칼로 시뮬레이션

어닐링 전후 집합조직의 변화는 몬테-칼로 시뮬레이션을<sup>9,10)</sup> 수행하여 고찰하였다. 이 방법에서 계는 격자배열로 이루어지는데 각 격자점에는 결정방위를 나타내는 1~Q 사이의 숫자가 지정된다. 동일한 방위를 가진 격자점들의 집합은 입자로, 서로 다른 방위를 가진 격자점들이 만나는 경계는 입계로 정의된다. 이런 개념에서 격자 배열은 실제 재료의 미세조직에 대응될 수 있고 Q는 계에 존재하는 결정방위의 갯수를 의미한다. 본 연구에서는 격자점이 200×200인 삼각격자로 계를 구성하였고, Q=2,000을 적용하였다. 해석에서 Q=2,000개인 초기 결정 방위들은 열처리 전 냉간 압연한 5182-P003 판재의 ODF로부터 개별방위로 분리한 후 Euler angle( $g$ )로 정의하였다. 격자 배열의 양 끝단은 순환되는 경계조건을 가진다. 격자점  $i$ 의 결정입계에너지,  $E_{gb}^i$ 는 식 (1)과 같이 정의된다.

$$E_{gb}^i = J \sum_j^{nn} (1 - \delta_{ij}) \quad (1)$$

여기서,  $\delta_{ij}$  = Kronecker delta 이고  $J$ 는 양의 값을 갖는 결정입계에너지 이다.  $nn$ 은 최인접 격자점을 나타낸다. 본 연구에서  $nn$ 은 삼각격자이므로 6개, 계에 존재하는 모든 격자점의 수,  $N$ 은 200×200=40,000이다. 식 (1)에서 한 격자점과 그 최인접 격자점들과의 상호작용만이 고려되므로 모든 격자점의 방위가 동일하면, 즉 입자내부이면 에너지는 0이다. 각 격자점들에 대한 결정입계에너지는 다음 식 (2)로 계산한다.

$$J_i = \gamma_i(\Delta\theta) = \gamma_m \frac{\theta'}{\theta^*} [1 - \ln(\frac{\theta'}{\theta^*})], \quad \text{if } \theta' < \theta^* \quad (2a)$$

$$J_i = \gamma_i(\Delta\theta) = \gamma_m \quad \text{if } \theta' \geq \theta^* \quad (2b)$$

$$\theta' = |\Delta\theta| \quad \text{for } 0 \leq |\Delta\theta| \leq \pi$$

$$\theta' = 2\pi - |\Delta\theta| \quad \text{for } \pi \leq |\Delta\theta| \leq 2\pi$$

여기서,  $\Delta\theta$ 는 두 개의 이웃하는 결정립들 사이의 방위차(misorientation) 이며,  $\theta^*$ 는 소각입계(low angle boundary)에 대한 방위차의 한계 값으로 본 해석에서는 15°를 적용하였다.

입계에너지 와는 반대로 변형에 의한 에너지를 고려하기 위하여 식 (1)에 식 (3)으로 정의되는 양의 내부에너지(stored energy)를 선형으로 더해주었다.

$$E_{stored}^i = H_i \cdot f(H_i - 0.8) \quad (3)$$

$$f(x) = 0 \quad \text{for } x \geq 0 \quad \text{and } 1 \quad \text{for } x < 0$$

$H_i$ 는 격자  $i$ 에 대한 내부에너지이다. 각 격자점들에 대한 내부에너지는 다음 식 (4)로 계산할 수 있다.

$$H_i = \frac{M_i(g_i)}{M_{max}} \quad (4)$$

여기서,  $M_i(g_i)$ 는 결정방위  $g_i$ 를 갖는 격자  $i$ 에 대한 Taylor factor이며  $M_{max}$ 는 최대 Taylor factor이다. 그러므로, 총 격자의 에너지는  $E_i = E_{gb}^i + E_{stored}^i$ 로 정의할 수 있다.

정상 입자성장 과정에서 결정립 성장을 위한 구동력은 입계 면적 감소에 따른 자유에너지 감소이다. 따라서, 입계를 곡률 중심쪽으로 이동시키게 된다. 식 (1)에 의한 에너지 정의는 이러한 곡률 변화 양상을 미시적으로 재현할 수 있다. 따라서, 곡률이 줄어들 때 계의 에너지가 감소하게 된다. 시간에 따른 결정립 성장은 다음과 같은 격자점의 방위변화

시도에 대응된다. 모든 격자점 중에서 무작위로 선택된 한 격자점의 방위변화 시도가 허용될 확률( $P$ )은 식 (5)로 정의된다.

$$P = MB(\Delta\theta), \text{ if, } \Delta E \leq 0 \quad (5a)$$

$$P = MB(\Delta\theta)\exp(-\Delta E/kT), \text{ if, } \Delta E > 0 \quad (5b)$$

여기서,  $MB(\Delta\theta)$ 는 식 (6)으로 정의되는 입계이동도이며,  $\Delta E$ 는 격자점  $i$ 의 방위변화 시도 전·후의 에너지 차이,  $k$ 는 Boltzmann 상수이며  $T$ 는 격자 온도이다. 본 연구에서 격자점의 방위변화 시도는 최인접 격자점의 방위 중에서만 선택되도록 하였다. 따라서, 입자성장 과정에서 새로운 방위를 가진 결정립은 생성되지 않는다. 이와 같은 방위변화 시도가 모든 격자점의 수만큼( $N=40,000$ ) 시도되었을 때를 IMCS (Monte Carlo Step)로 정의하는데, 이는 환산 계수를 적용하여 실제의 어닐링 시간에 대응시킬

수 있다. 본 연구에서는 방위변화 시도를 위해 한 격자점이 선택되었을 때, 그 격자점이 입자내부일 경우에 방위변화를 시도하지 않게 하였지만 시도 횟수  $N$ 에는 포함되게 하였다.

$$MB(\Delta\theta) = M_0[1 - \exp(-(\Delta\theta/10)^\beta)] \quad (6)$$

여기서,  $M_0$ 는 고각입계(high angle grain boundary)의 이동도이며, 식 (6)은  $\Delta\theta > 15^\circ$ 일 때 포화(saturation) 된다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 압연 및 재결정집합조직

압연에 의하여 전단변형집합조직이 잘 발달된 판재를 열처리하여 재결정집합조직을 조사하였다. Fig. 1에 5182 알루미늄 합금 판재에 대하여 온도 350°C에서 다양한 시간에 따라 열처리 한 후 나타나

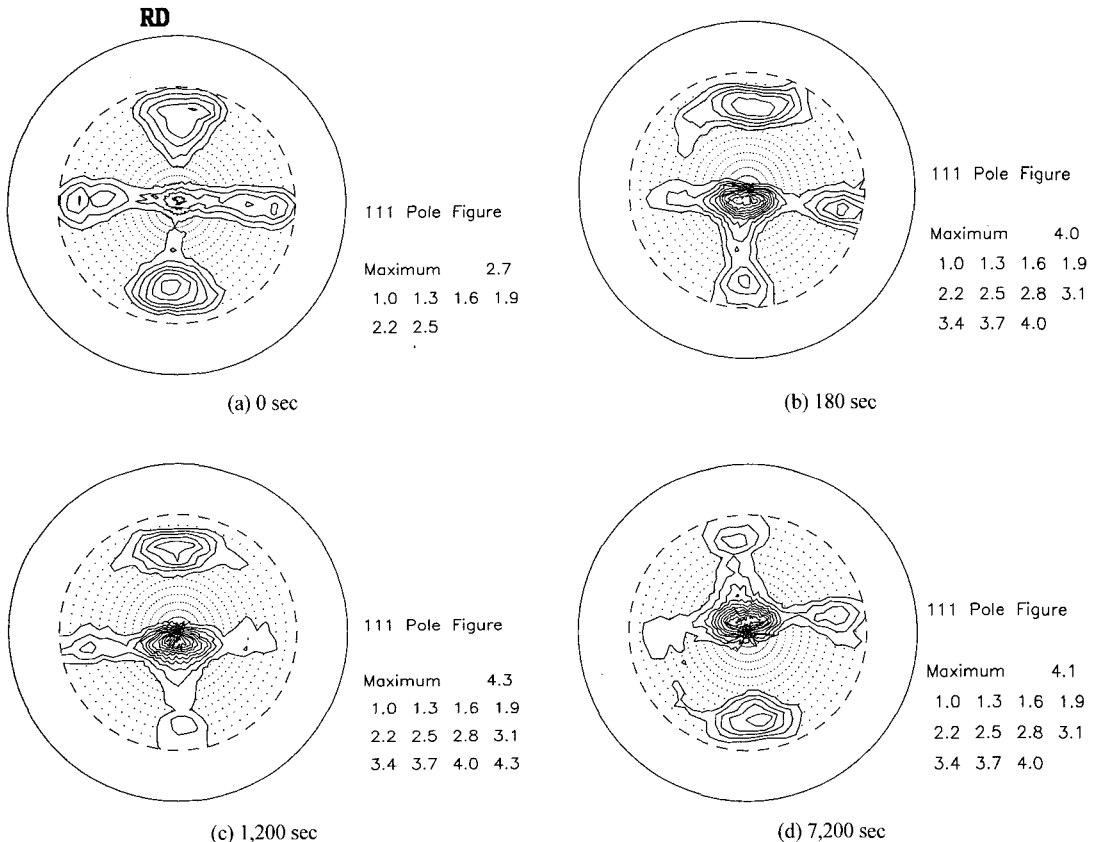


Fig. 1 Measured {111} pole figures of AA5182 sheets after annealing at 350°C for (a) 0 s, (b) 180 s, (c) 1,200 sec, (d) 7,200 s

는, 집합조직의 변화를 열처리 전과 비교하여 나타내었다. 5182 알루미늄 합금 판재는 열처리 전 총 3 패스에 걸쳐 압하량을 92.8%로 가공한 판재로  $\gamma$ -섬유집합조직 ND//<111> 방위의 강도가 상당히 높았던 판재였으며, 어닐링 시간에 따라 rot-C<sub>ND</sub> {001}<110> 방위의 강도가 감소하고  $\gamma$ -섬유집합조직 ND//<111> 방위의 강도가 크게 증가하였다. 180 초 동안 열처리한 시편의 경우 rot-C<sub>ND</sub> {001}<110> 방위가 감소하는 것에 반해  $\gamma$ -섬유집합조직 ND//<111> 방위의 강도는 증가하였다. 또한, 180 sec을 기점으로 rot-C<sub>ND</sub> {001}<110>방위의 상·하 및 좌·우 부분의 극강도가 낮아져 1,200 sec 이후에는 더욱 현저하게 낮아짐을 알 수 있다. Fig. 1(d)에서 7,200 초 동안 장시간 열처리시에도  $\gamma$ -섬유집합조직 ND//<111> 방위는 다른 방위로 회전하거나 바뀌지 않았음을 알 수 있다.

### 3.2 몬테-칼로 시뮬레이션을 이용한 집합조직 해석

여기서, 전단집합조직을 갖는 5182 알루미늄 합금 판재의 열처리에 따른 재결정 집합조직의 변화 몬테-칼로 시뮬레이션으로 해석하였다. Fig. 2에는

몬테-칼로 시뮬레이션 후 재결정 분율(recrystallized volume fraction), F와 시간(MCS: Monte Carlo Step)을 나타내었으며, 그림에서 MCS가 50 이후부터 포화됨을 알 수 있다. 모사 해석된 미세조직의 발달과정을 Fig. 3에 나타내었으며, 시간이 증가할수록 재결정된 결정립들은 성장하며 변형된 결정립들은 감소하였다. 완전한 재결정이 이루어진 상태(MCS=100)가 되기 전까지는 결정입계에 에너지 뿐만 아니라 내부에너지가 계 전체의 에너지감소에 기여하였다.

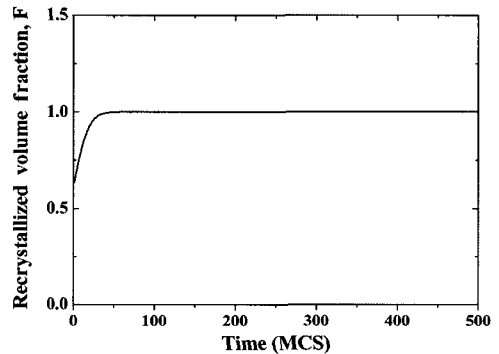


Fig. 2 Plot of recrystallized volume fraction, F, vs. time for Monte Carlo model under site saturated nucleation condition

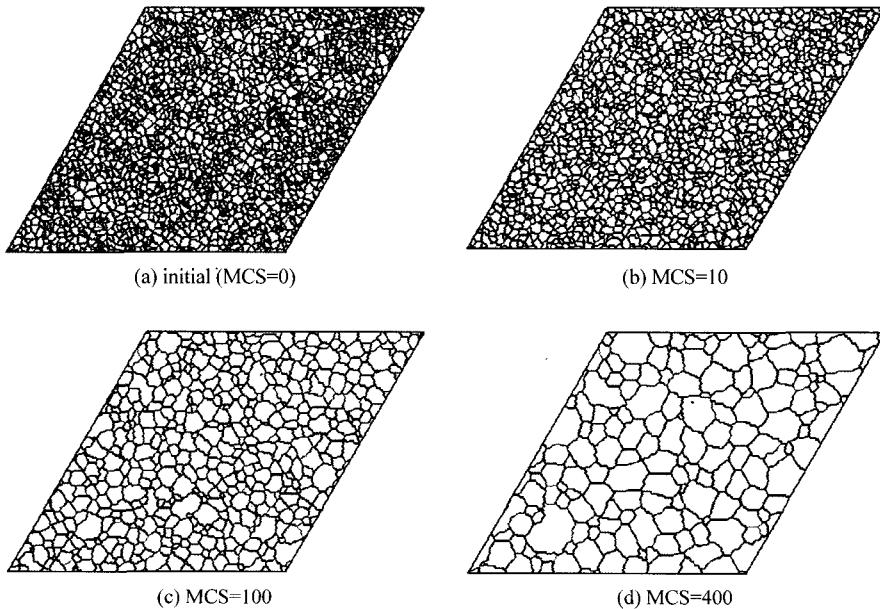


Fig. 3 Evolution of two dimensional simulated grain structure with a 200×200 grid system; (a) initial, (b) MCS=10, (c) MCS=100 and (d) MCS=400.

그러나, 완전한 재결정 후 입자성장단계에서는 오직 결정입계에너지만 게 전체의 에너지 감소에 기여하게 된다(식 (2) 및 식 (3) 참조).

Fig. 4는  $\varphi_2 = 45^\circ$  section에서의 시간에 따른 ODF의 변화를 몬테-칼로 시뮬레이션을 수행한 결과로, 재결정이 진행됨에 따라 rot-CND {001}<110> 성분의 감소와 함께 ND//<111> 성분은 증가하였다.

식 (7)에 Taylor factor의 정의를 나타내었다. Taylor factor는 각 결정의 방위에 따라서 다른데, 재결정 시 Taylor factor가 높은 결정이 전단변형량이 크므로 전위의 밀도도 높아 재결정의 구동력(내부에너지의 크기에 의해 작동하는)이 높을 것이므로 그 방위부터 다른 방위로 회전하거나 방위의 극강도가 낮아질 것이라 예상할 수 있다.

$$m = \frac{d\gamma}{d\epsilon} = \frac{\sigma_y}{\tau_c} \quad (7)$$

여기서,  $m$  = Taylor factor,  $d\gamma$  = shear strain,  $d\epsilon$  =

nominal strain,  $\sigma_y$  = axial yield stress,  $\tau_c$  = critical resolved shear stress 이다.

전단변형을 받을 때 작동하는 슬립계와 응력 상태 등을 고려하여 계산한 FCC 금속에서의 Taylor factor는 {111}<112> 결정 및 {001}<110> 결정의 경우 각각 0.12 및 0.19로 {001}<110> 결정이 {111}<112> 결정에 비해 약 58% 높다. Fig. 5에 나타난 바와 같이 Taylor factor가 큰 {001}<110> 결정은 변형을 더 많이 받은 상태로 전위집적도가 높을 뿐만 아니라 변형에너지 즉, 내부에너지 역시 {111}<112> 결정에 비해 높으므로 {001}<110> 결정이 재결정의 구동력 역시 높을 것이며, 따라서 가장 먼저 다른 방위로 회전하거나 주변의 내부에너지(stored energy)가 작은 방위에 의하여 소모되어 방위의 극강도는 감소할 것이다. 또한, 재결정은 전체 에너지가 감소하는 과정이므로 내부에너지가 낮은 {111}<112>방위의 입자는 상대적으로 높은 {001}<110>

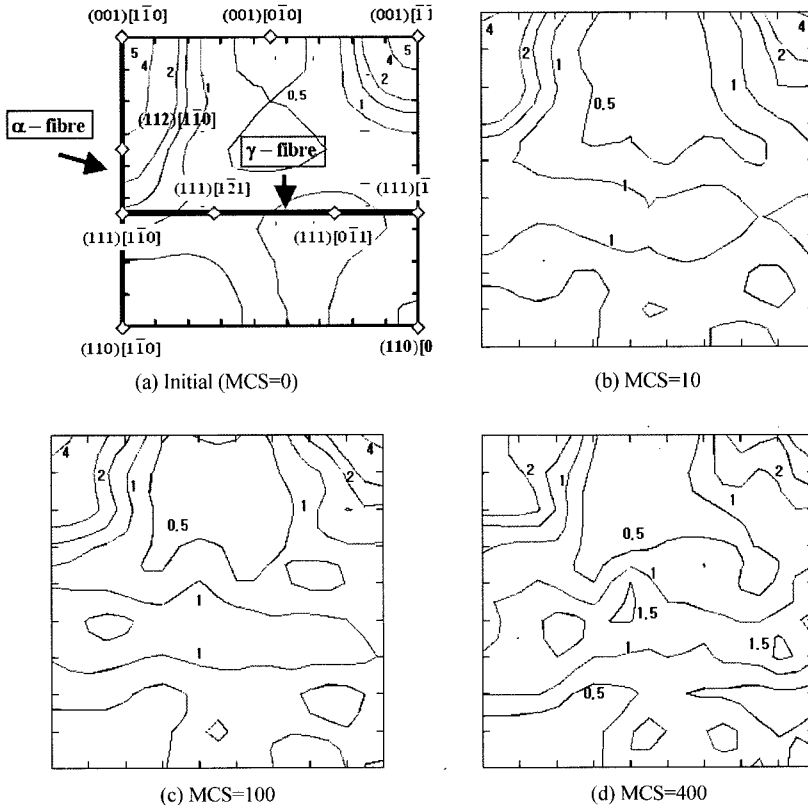


Fig. 4 Evolution of crystallographic texture during recrystallization

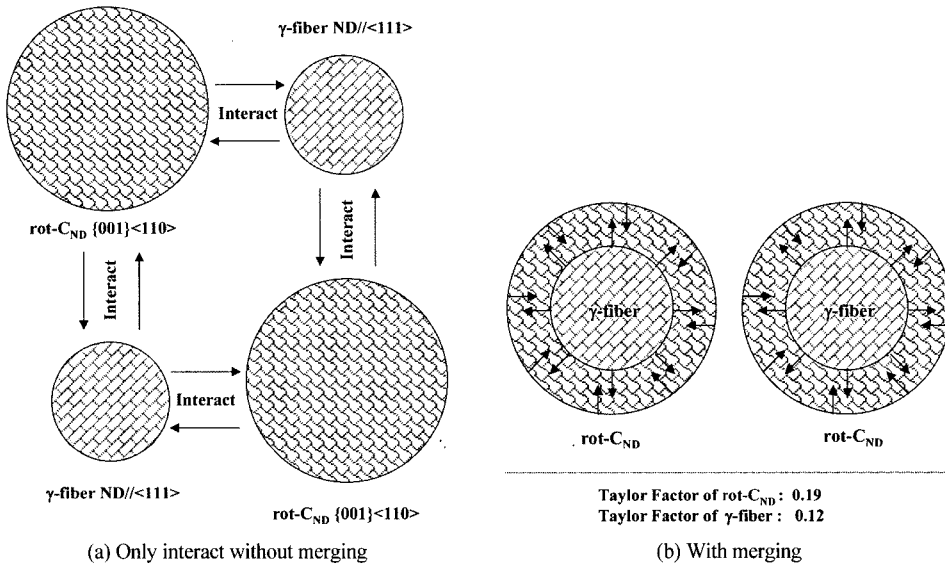


Fig. 5 Magnitude representation of Taylor factor in rot-CND {001}<110> and Y-fiber ND//<111> crystals; (a) only interact without merging and (b) with merging

결정을 소모하면서 계의 전체 에너지를 감소시킨다. 따라서 {111}<112>방위의 입자가 발달하게 되며, 이러한 결과로 Y-섬유집합조직 ND//<111> 성분의 극강도는 증가되고, rot-CND {001}<110> 성분의 극강도는 감소하게 된다. 그러므로, 실험결과 및 몬테-칼로 시뮬레이션 결과에서 Y-섬유집합조직 ND//<111> 성분의 극강도는 증가하였으나, rot-CND {001}<110> 성분의 극강도는 감소하였다.

#### 4. 결론

- 1) 상온에서 대칭압연을 통하여 압하율을 크게하여 전단변형을 부여할 수 있었고, 이 때 집합조직은 Y-섬유집합조직 ND//<111> 및 rot-CND {001}<110> 방위가 대표 성분이었다.
- 2) 5182 알루미늄 합금에 l/d 인자 6.28 이상의 전단 변형을 부여하여 Y-섬유집합조직 ND//<111> 성분을 갖는 판재를 제조 후, 350°C에서 다양한 시간에 따라 열처리 시 집합조직의 변화 및 회전 양상을 조사하였다. 180초~7,200초 동안 열처리 시 초기 전단변형집합조직 성분인 Y-섬유집합조직 ND//<111>는 다른 방위로 회전하지 않았다.
- 3) 재결정시 전단변형집합조직인 Y-섬유집합조직

ND//<111>이 다른 방위로 회전하지 않는 압연 공정과 본 집합조직을 보다 극대화 시킬 수 있는 열처리 조건(형상인자가 6.28, 압연속도 400 rpm, 압하량 92.8%, 열처리 온도 350°C, 1,200초)을 찾았으며 이것을 몬테-칼로 시뮬레이션을 통하여 계산/재현하였다.

#### References

- 1) D. N. Lee and K. H. Oh, "Calculation of Plastic Strain Ratio from the Texture of Cubic Metal Sheet," J. of Mater. Sci., Vol.20, pp.3111-3118, 1985.
- 2) P. Lequeu and J. J. Jonas, "Modeling of the Plastic Anisotropy of Textured Sheet," Metall. Trans., Vol.19A, pp.105-120, 1988.
- 3) W. B. Hutchinson, "Recrystallization Textures in Iron Resulting from Nucleation at Grain Boundaries," Acta Mater., Vol.37, No.4, pp. 1047-1056, 1989.
- 4) T. Kamijo, H. Adachihara and H. Fukutomi, "Formation fo a (001)[100] Deformation Structure in Aluminum Single Crystals of an S-Orientation," Acta Mater., Vol.41, No.3, pp.975-985, 1993.

- 5) J. Hu, K. Ikeda and T. Murakami, "Effect of Single Roller Driving Cold-Rolling on Texture and Formability of Pure Aluminum Sheet," J. Japan Inst. Metals, Vol.60, No.11, pp.1130-1135, 1996.
- 6) K. Hasegawa, T. Fujita, K. Araki, S. Mitao, K. Osawa, M. Niikura and K. Ohori, "Effect of Intermediate Annealing on the R-Value of Al-Mg Alloy Sheet," Mater. Sci. and Eng., Vol.A257, pp.204-214, 1998.
- 7) J. J. Park, "Predictions of Texture and Plastic Anisotropy Developed by Mechanical Deformation in Aluminum Sheet," J. of Mater. Proc. Tech., Vol.87, pp.146-153, 1999.
- 8) Y. Saito, H. Utsunomiya, H. Suzuki and T. Sakai, "Improvement in the R-Value of Aluminum Strip by a Continuous Shear Deformation Process," Scripta Mater., Vol.42, pp.1139-1144, 2000.
- 9) H. N. Lee, S. T. Chang, H. S. R and S. K. Hwang, "Monte-Carlo Simulation of the Effect of Initial Grain Size on Grain Growth and Texture Evolution," J. Kor. Inst. Met. & Mater., Vol.36, No.11, pp.1831-1837, 1998.
- 10) S.-H. Choi, F. Barlat and J. H. Chung, "Modeling of Textures and Yield Surfaces during Recrystallization in IF Steel Sheets," Scripta Mater., Vol.45, pp.1155-1162, 2001.
- 11) K. J. Kim, "Plastic Strain Ratios and Planar Anisotropy of AA5182/Polypropylene/AA5182 Sandwich Sheets," Int. J. Automotive Technology, Vol.6, No.3, pp.259-268, 2005.