

2단계 비대칭 압연과 열처리한 AA5083 Al 합금판재의 집합조직과 소성변형비 변화

정해봉¹· 이진혁²· 김광희³· 남수권³· 김인수[#]

Texture and Plastic Strain Ratio Changes during a 2 Step Asymmetric Rolling and Annealing of AA5083 Al Alloy Sheet

H. B. Jeong, J. H. Lee, G. H. Kim, S. K. Nam, I. Kim

(Received October 24, 2013 / Revised November 25, 2013 / Accepted December 17, 2013)

Abstract

The plastic strain ratio is one of the factors that affect the deep drawability of Al alloy sheet. The deep drawability of Al alloy sheet is limited because of its low plastic strain ratio. Therefore an increase in the plastic strain ratio to improve the deep drawability of Al alloy sheet is needed. The current study investigated the increase of the plastic strain ratio and the change in texture of AA5083 Al alloy sheet after a 2 step asymmetric rolling with heat treatments. The average plastic strain ratio of initial AA5083 Al alloy sheets was 0.83. After the first asymmetric rolling step of 88% deformation and subsequent heat treatment at 320°C for 10 minutes the value was still 0.83. After the second asymmetric rolling of 14% reduction and subsequent heat treatment at 330°C for 10 minutes the plastic strain ratio rose to 1.01. The average plastic strain ratio after the 2 step asymmetric rolling and heat treatment is 1.2 times higher than that of initial AA5083 Al alloy sheet. This result is related to the development of ND/<111> texture component after the second asymmetric rolling and heat treatment.

Key Words : Texture, AA 5083 Al Alloy, 2 Steps Asymmetric Rolling, Plastic Strain Ratio, Deep Drawability

1. 서 론

알루미늄은 비중(2.7g/cm³)이 낮아 경량소재로 잘 알려진 재료의 하나이다. 알루미늄의 낮은 비중은 제품을 경량화할 수 있어 연비를 향상시키고 에너지 효율을 높여 자동차의 이산화탄소 배출을 줄임으로써 대기 오염을 감소시킬 수 있다. 그러나 판재 성형성 척도의 하나인 소성변형비(r 값 또는 Lankford parameter)가 0.6-0.7 정도로 낮아 제품성형에 문제가 있다[1,2]. 그 이유는 완전 열처리한 알루미늄 합금 판재에서 소성변형비를 낮추는 요소인 입방집합조

직이라 불리는 {001}<100> 성분이 높아지기 때문이다. 이로 인하여 디프 드로잉 성형성이 나빠진다고 알려져 있다[1,3].

알루미늄 합금판재의 소성변형비를 증가시키기 위하여 최근에 비대칭 압연의 전단변형을 이용하여 소성변형비를 높이는 요소인 {111}<112>와 {111}<011> 집합조직(γ -fiber), 즉 ND//<111>을 증가시켜 소성변형비를 높이는 방법을 연구하였다[4~15].

알루미늄은 FCC 결정구조로서 비대칭 압연시 전단변형에 의하여 변형집합조직인 회전 입방집합조직, {001}<110>이 주로 발달 되고 동시에 평균 소성

1. 금오공과대학교 신소재공학부, 현재 경북 구미 사곡고등학교

2. 금오공과대학교 신소재시스템공학부, 현재 대림산업㈜

3. 금오공과대학교 신소재시스템공학부

Corresponding Author : School of Advanced Materials and Systems Engineering, Kumoh National Institute of Technology, E-mail: iskim@kumoh.ac.kr

변형비를 높이는 γ -fiber 집합조직, ND//<111>이 부수적으로 발달 된다고 알려지고 있다[3-5]. 본 연구팀은 종전의 실험방법을 변경하여 비대칭 압연을 2 단계(1 차 후 2 차)로 함으로서 AA1050 알루미늄 합금판재의 소성변형비를 높이는 새로운 공정을 개발하였다[16,17]. 따라서 본 연구에서는 AA5083 알루미늄 합금판재에 2 단계 비대칭 압연을 하고 이 때 전단변형 효과를 이용하여 집합조직의 변화시키고 디프 드로잉 성형성의 척도인 소성변형비의 향상 여부를 관찰하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서는 두께 3.9mm 인 AA5083 알루미늄 합금판재를 사용하였다. 알루미늄 합금판재에 압연 방향을 표시하고 60mm x 40mm x 3.9mm 크기로 절단하여 초기시편(initial specimen)이라고 이름을 붙였다. 초기시편은 상하 롤 지름 크기를 동일하게 하고 상하 롤 회전속도는 1:1.5 비율로 무윤활 비대칭 압연하였다. 1 차 비대칭 압연의 최종 압하율은 88%이다. 여기서 무윤활 상태에서 비대칭 압연을 한 이유는 롤과 시편 사이에 높은 마찰계수 상태를 만들어 전단변형을 크게 하기 위함이다. 1 차 비대칭 압연은 총 5 회 패스 함으로서 최종 압하율이 되도록 하였다. 1 차 비대칭 압연한 시편은 320°C 에서 10 분 동안 염욕에서 열처리하였다. 1 차 비대칭 압연하고 열처리한 시편은 2 차로 7, 14, 20 % 무윤활 비대칭 압연하고 각각 330°C 에서 10 분 동안 염욕에서 열처리하였다. 각 단계에서 얻어진 비대칭 압연과 열처리한 시편은 ND(Normal Direction)에 수직한 판재 면의 중간 층인 1/2 두께 층의 극점도를 측정하였다. 판재의 중간층면은 화학과 기계적 연마를 이용하여 만들었다. (111), (200) 및 (220) 면의 불완전 극점도는 Co-K α X-선의 Schultz 반사법을 이용하여 측정하였다. Bunge[18]는 측정된 2 차원 극점도로부터 3 차원 방위분포함수(Orientation Distribution Function, ODF)를 계산하는 방법을 제안하였다. 또 Bunge[18]는 계산한 방위분포함수를 바탕으로 Taylor 이론[19]을 이용하여 소성변형비를 계산하는 방법[18]을 제안하였다. 본 연구에서는 측정된 극점도를 바탕으로 Bunge[18]의 방법으로 방위분포함수를 구한 후에 소성변형비를 계산하였다.

여기서 소성변형비는 금속판재의 디프 드로잉성

형성을 나타내는 가장 중요한 파라메타 중의 하나이다. 소성변형비(r-value)는 폭방향 진변형률/두께방향 진변형률 비로 정의한다[20].

본 연구에서는 측정된 극점도를 이용하여 각 방향의 소성변형비로부터 평균 소성변형비(\bar{r} -value)와 $|\Delta r|$ 값을 아래 식 (1)을 이용하여 구하였다[20].

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4, \quad |\Delta r| = (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) / 2 \quad (1)$$

여기서 r_0 , r_{45} 및 r_{90} 는 각각 압연방향(RD)에 0°, 45° 및 90° 방향에서의 소성변형비를 의미한다.

3. 결과 및 토의

Fig. 1에는 초기시편, 1차, 2차 비대칭 압연과 각각 열처리한 시편의 극점도 측정결과를 보여주고 있다. Fig. 1(a)는 초기시편의 극점도로서 Brass 집합조직인 {011}<211>과 입방집합조직인 {001}<100>이 잘 발달하였다. Fig. 1(b)는 1차 88% 비대칭 압연한 시편의 극점도로서 강한 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(c)는 1차 88% 비대칭 압연 후 320 °C에서 10 분 동안 열처리한 시편의 극점도로서 강한 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(d)는 1차 88% 비대칭 압연하고 320°C에서 10분 동안 열처리한 시편을 2차 7% 비대칭 압연한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(e)는 1차 88% 비대칭 압연하고 320°C에서 10분 동안 열처리한 시편을 2차 7% 비대칭 압연하고 330°C에서 10분 동안 열처리한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(f)는 1차 88% 비대칭 압연하고 320°C에서 10분 동안 열처리한 시편을 2차 14% 비대칭 압연한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(g)는 1차 88% 비대칭 압연하고 320°C에서 10분 동안 열처리한 시편을 2차 14% 비대칭 압연하고 330°C에서 10분 동안 열처리한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 {001}<110>과 약한 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber가 나타났다. Fig. 1(h)는 1차 88% 비대칭 압연하고

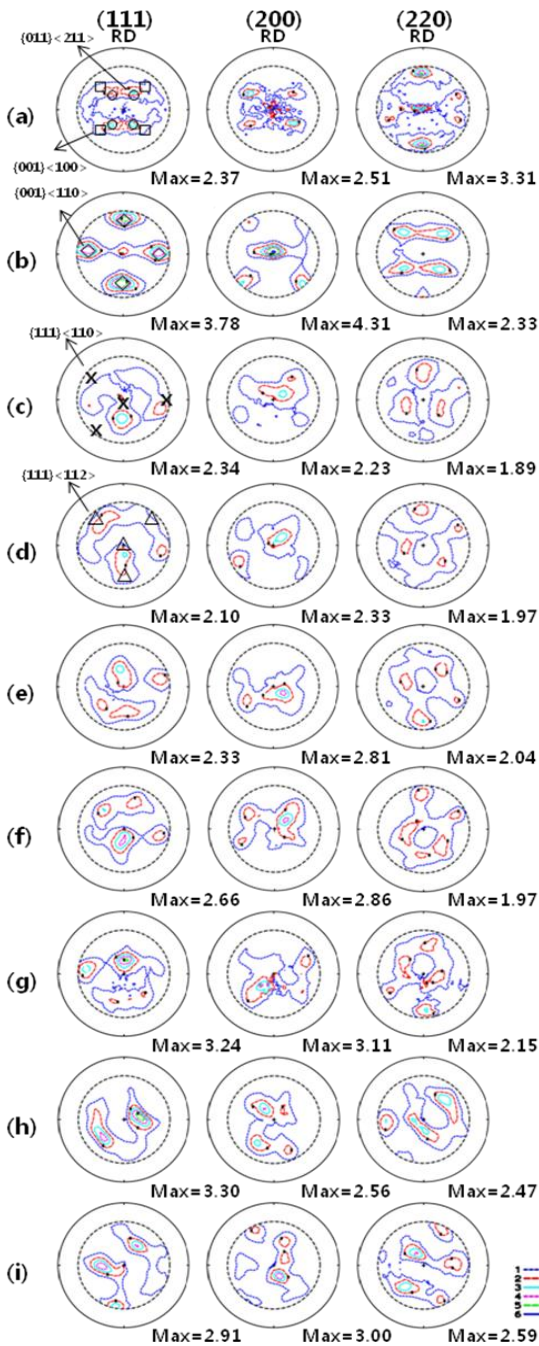


Fig. 1 Pole figures of AA5083 Al alloy sheets; (a) initial specimen, (b) the 1st 88% asymmetric rolling, (c) subsequent heat treatment at 320°C for 10 minutes, (d) the 2nd 7% asymmetric rolling, (e) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes, (f) the 2nd 14% asymmetric rolling, (g) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes, (h) the 2nd 20% asymmetric rolling, (i) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes

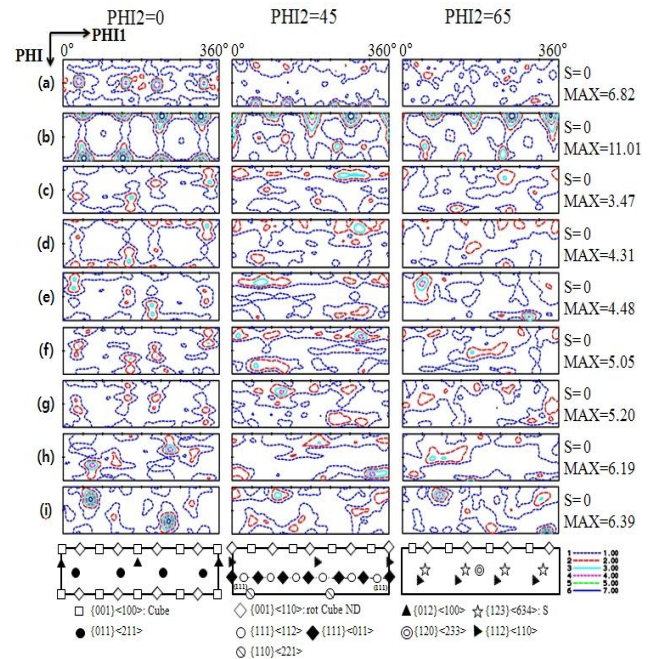


Fig. 2 ODFs of AA5083 Al alloy sheets; (a) initial specimen, (b) the 1st 88% asymmetric rolling, (c) subsequent heat treatment at 320°C for 10 minutes, (d) the 2nd 7% asymmetric rolling, (e) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes, (f) the 2nd 14% asymmetric rolling, (g) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes, (h) the 2nd 20% asymmetric rolling, (i) subsequent heat treated at 330°C for 10 minutes

320°C 에서 10 분 동안 열처리한 시편을 2 차 20% 비대칭 압연한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 과 약한 ND// $\langle 111\rangle$ 집합조직인 γ -fiber 가 나타났다. Fig. 1(i)는 1 차 88% 비대칭 압연하고 320°C 에서 10 분 동안 열처리한 시편을 2 차 20% 비대칭 압연하고 330°C 에서 10 분 동안 열처리한 시편의 극점도로서 회전 입방집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 과 약한 ND// $\langle 111\rangle$ 집합조직인 γ -fiber 가 나타났다. Fig. 1 을 종합하면 1 차 비대칭 압연 후에는 강한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 과 약한 ND// $\langle 111\rangle$ 집합조직인 γ -fiber 가 나타났다.

2 차 비대칭 압연과 열처리한 시편에서는 강하지는 않지만 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 과 약한 ND// $\langle 111\rangle$ 집합조직인 γ -fiber 가 혼합되어 나타났음을 알 수 있었다.

Fig. 2 는 극점도를 자세히 분석하기 위하여 측정 한 극점도를 바탕으로 방위분포함수(ODF)를 계산한 결과이다. Fig. 2 에서도 Fig. 1 에서 분석한 집합조직 결과와 같은 경향임을 알 수 있었다.

Fig. 2 의 ODF 의 자료를 이용하여 계산한 평균 소성변형비(\bar{r} -value)와 $|\Delta r|$ 값을 Table 1 과 Fig. 3 에 나타내었다.

Table 1 에서 초기시편의 평균 소성변형비는 0.83 이고 1차 88% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.99 와 0.83 이다. 따라서 AA5083 알루미늄 합금판재를 1차 88% 비대칭 압연하고 열처리하여도 평균 소성변형비는 증가하지 않았다. 이 결과는 본 연구팀에서 중전에 얻었던 결과[14]보다는 증가한 값을 얻은 결과이다. 또 1차 88% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편을 2차 7% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.76 과 0.81 이고, 2차 14% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.89 과 1.01 이며, 2차 20% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.85 와 0.85 이었다. 2차 비대칭 압연 중 14% 비대칭 압연할 때 평균 소성변형비만이 초기시편의 평균 소성변형비보다 증가하였다. 그 이유는 Fig. 1 과 Fig. 2 의 극점도와 방위분포함수에서 보인 바와 같이 1차 비대칭 압연 때보다 2차 비대칭 압연과 열처리에 의하여 소성변형비를 증가[1]시키는 $\langle 111 \rangle // ND$ 집합조직인 γ -fiber 성분이 증가했기 때문으로 판단된다.

본 연구에서 낮은 압하율로 2차 비대칭 압연하고 열처리한 시편에서 회전 입방조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 이 감소하고 $\langle 111 \rangle // ND$ 집합조직인 γ -fiber 성분이 증가하는 이유를 다음과 같이 Taylor Factor 의 정의로 해석할 수 있다. 정의에 의하면 Taylor Factor 는 변형 에너지와 관계가 있다. 비대칭 압연 상태에서 회전 입방 집합조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 의 Taylor Factor 는 $\langle 111 \rangle // ND$ 집합조직인 γ -fiber 의 Taylor Factor 보다 큰 값을 나타냈다[17]. 따라서 높은 에너지를 갖는 회전 입방 집합조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 이 2차 비대칭 압연 후 열처리하는 동안 에너지를 소비하고 낮은 Taylor Factor 를 갖는 $\langle 111 \rangle // ND$ 집합조직인 γ -fiber 성분이 발달한다고 해석하였다[17]. 본 연구에서도 S. K. Nam 등[17]이 얻었던 결과와 동일한 방법으로 결과를 해석할 수 있다. 또 S. K. Nam 등[17]은 2차 비대칭 압연에서 소성변형비를 증가시키는데 최적의

압하율이 있다고 하였다. 이를 바탕으로 본 연구 결과를 해석하면 AA5083 알루미늄 합금판재의 2차 비대칭 압연의 최적 압하율은 14% 정도임을 알 수 있다.

Table 1에서 초기시편의 $|\Delta r|$ 값은 0.58이고 1차 88% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 1.67과 0.62이다. 따라서 AA5083 알루미늄 합금판재를 1차 88% 비대칭 압연하고 열처리하여 $|\Delta r|$ 값은 오히려 증가하였다. 이 결과는 본 연구팀에서 중전에 얻었던 결과[14]와 유사한 경향을 나타냈다. 그 이유는 1차 비대칭 압연으로 평균 소성변형비와 $|\Delta r|$ 값에 나쁜 영향[1]을 준다고 알려진 회전 입방 집합조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 의 강도가 증가하였기 때문으로 판단된다. 1차 88% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편을 2차 7% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 $|\Delta r|$ 값은 각각 0.55과 0.44이고 2차 14% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.63과 0.92이며 2차 20% 비대칭 압연한 시편과 열처리한 시편의 평균 소성변형비는 각각 0.47와 0.58이었다. 2차 비대칭 압연 중 14% 비대칭 압연할 때 $|\Delta r|$ 값이 초기시편의 평균 $|\Delta r|$ 값보다 증가하였다. 그 이유도 1차 비대칭 압연 때보다 2차 비대칭 압연과 열처리에 의하여 $\langle 111 \rangle // ND$ 집합조직인 γ -fiber 성분의 증가뿐만 아니라 평균 소성변형비를 낮추고 $|\Delta r|$ 값을 높이는 회전 입방 집합조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 가 증가하였기 때문으로 판단된다[1]. 이 증거를 역시 Fig. 1과 2의 극점도와 방위분포함수의 결과로부터 확인 할 수 있다. Fig. 3은 표 1을 바탕으로 평균 소성변형비(\bar{r} -value)와 $|\Delta r|$ 값을 알아보기 쉽게 하기 위하여 그림으로 나타낸 것이다.

이와 같이 1차 88% 비대칭 압연 후 열처리한 시편을 2차 14% 비대칭 압연 후 열처리한 AA5083 알루미늄 합금판재는 초기시편과 1차 비대칭 압연 후 열처리한 시편 보다 평균 소성변형비(\bar{r} -value)는 증가하고 $|\Delta r|$ 값도 약간 증가하였다. 그 이유는 앞서 해석한 바와 같이 2차 비대칭 압연 후 열처리한 시편에서 회전 입방집합조직인 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 과 $ND // \langle 111 \rangle$ 집합조직인 γ -fiber 집합조직 등의 발달 정도와 관련 지어 해석할 수 있다. 따라서 AA5083 알루미늄 합금판재의 평균 소성변형비(\bar{r} -value)는 2차 비대칭 압연과 열처리에 의하여 증가시킬 수 있음을 확인하였다.

Table 1 The calculated \bar{r} -values and $|\Delta r|$ variations of AA5083 Al alloy sheets; initial specimen, the 1st 88% asymmetrically rolled and subsequent heat treated specimens at 320°C for 10 minutes, the 2nd 7, 14 and 20% asymmetrically rolled and subsequent heat treated specimens at 330°C for 10 minutes

Specimen conditions	r-value			\bar{r}	$ \Delta r $
	0°	45°	90°		
Initial specimen	0.53	1.12	0.55	0.83	0.58
1 st 88% asymmetric rolling	0.12	1.82	0.20	0.99	1.67
1 st 88% asymmetric rolling and subsequent heat treatment at 320°C for 10 min.	0.43	1.14	0.60	0.83	0.62
2 nd 7% asymmetric rolling	0.43	1.04	0.55	0.76	0.55
2 nd 7% asymmetric rolling and subsequent heat treatment at 330°C for 10 min.	0.49	1.03	0.69	0.81	0.44
2 nd 14% asymmetric rolling	0.48	1.21	0.68	0.89	0.63
2 nd 14% asymmetric rolling and subsequent heat treatment at 330°C for 10 min.	0.48	1.47	0.61	1.01	0.92
2 nd 20% asymmetric rolling	0.77	1.08	0.47	0.85	0.47
2 nd 20% asymmetric rolling and subsequent heat treatment at 330°C for 10 min.	0.64	1.13	0.48	0.85	0.58

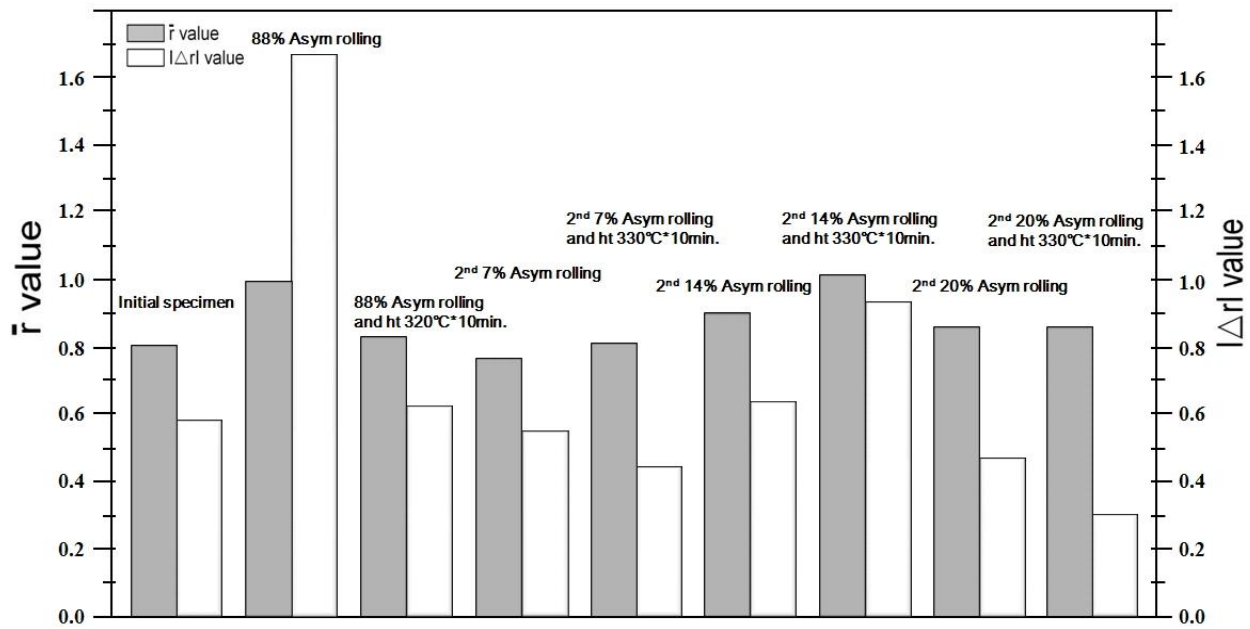


Fig. 3 The calculated \bar{r} -values and $|\Delta r|$ variations of AA5083 Al alloy sheets; initial specimen, the 1st 88% asymmetrically rolled and subsequent heat treated specimens at 320°C for 10 minutes, the 2nd 7, 14 and 20% asymmetrically rolled and subsequent heat treated specimens at 330°C for 10 minutes

4. 결론

(1) AA5083 알루미늄 합금판재를 1 차 비대칭 압연과 열처리 후 2 차 14% 비대칭 압연과 열처리한 시편에서 ND//<111> 집합조직인 γ -fiber 강도가 초기시

편보다 증가하였다.

(2) AA5083 알루미늄 합금판재를 1 차 비대칭 압연과 열처리 후 2 차 14% 비대칭 압연과 열처리한 시편의 평균 소성변형비(\bar{r} -value)는 초기시편보다 1.2 배 증가하였다.

후 기

본 연구는 금오공과대학교의 학술연구비 지원 사업으로 연구된 논문으로 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

- [1] P. H. Lequeu, J. J. Jonas, 1988, Modeling of the Plastic Anisotropy of Textured Sheet, *Metall. Trans. A*, Vol. 19, No. 1, pp. 105~120.
- [2] M. Hatherly, W. B. Hutchinson, 1979, *An Introduction to Textures in Metals*, Institution of Metallurgists, London.
- [3] J. Hirsch, K. Lucke, 1988, Mechanism of Deformation and Development of Rolling Textures in Polycrystalline F. C. C. Metals II - Simulation and Interpretation of Experiments on the Basis of Taylor-type Theories, *Acta Metall.*, Vol. 36, No. 11, pp. 2883~2904.
- [4] J.-K. Lee, D. N. Lee, 2008, Texture Control and Grain Refinement of AA1050 Al Alloy Sheets by Asymmetric Rolling, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 50, No. 5, pp. 869~887.
- [5] Y. Saito, H. Utsunomiya, H. Suzuki, T. Sakai, 2000, Improvement in the R-value of Aluminum Strip by a Continuous Shear Deformation Process, *Scripta Mater.*, Vol. 42, No. 12, pp. 1139~1144.
- [6] H. Utsunomiya, T. Ueno, T. Sakai, 2007, Improvement in the R-value in the Aluminum Sheets by Differential-friction Rolling, *Scripta Mater.*, Vol. 57, No. 12, pp. 1109~1112.
- [7] H. T. Jeong, S. D. Park, T. K. Ha, 2006, Evolution of Shear Texture According to Shear Strain Ratio in Rolled FCC Metal Sheets, *Met. Mater. Int.*, Vol. 12, No. 1, pp. 21~26.
- [8] I. Kim, S. K. Nam, S. Akramov, 2010, Texture Change of Serve Plastically Deformed Al Alloy Sheets, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 254~256, pp. 1259~1262.
- [9] S. Akramov, I. Kim, N. J. Park, 2007, Texture and Formability of Frictionally Rolled AA 1050 Aluminum Alloy Sheets, *Adv. Mater. Res.*, Vol. 26~28, pp. 393~396.
- [10] S. Akramov, I. Kim, 2009, Texture and Formability Development of Non-lubrication Rolled Al 3003 Alloy Sheet, *Trans. Mater. Process.*, Vol. 18, No. 2, pp. 116~121.
- [11] I. Kim, S. Akramov, H. B. Jeong, 2009, Texture and Formability Development of Asymmetry Rolled AA3003 Al Alloy Sheet, *Int. J. Mod. Phys. B*, Vol. 22, No. 31~32, pp. 5895~5890.
- [12] I. Kim, S. Akramov, H. B. Jeong, T. K. No, 2009, Texture Development and Drawability of Frictional Rolled AA 5052 Al Alloy Sheet, *Int. J. Mod. Phys. B*, Vol. 22, No. 31~32, pp. 5931~5936.
- [13] S. K. Nam, H. B. Jeong, I. Kim, 2010, Texture Change with the Number of Passes of Asymmetric Rolling in AA1050 Al Alloy Sheet, *Trans. Mater. Process.*, Vol.19, No. 8, pp. 502~507.
- [14] S. K. Nam, H. B. Jeong, I. 2011, Kim, Texture Analysis of Asymmetrically Rolled and Annealed AA5083 Al Alloy Sheet, *Mater. Res. Innovations*, Vol.15, No. 1, pp. S454~S457.
- [15] H. B. Jeong, 2012, Drawability Changes of Asymmetrically Rolled Aluminum Alloy Sheets, Ph. D. Thesis, Kumoh National Institute of Technology, Korea.
- [16] D. N. Lee, I. Kim, S. K. Nam, J. H. Lee, 2013, Fabrication method of Al Alloy Sheets Having High Deep Drawability by Asymmetric Rolling, Korean Patent No. 10-1315653.
- [17] S. K. Nam, J. H. Lee, G. H. Kim, I. Kim, D. N. Lee, Improvement of R-value of AA1050 Al Alloy Sheet by Two Steps Asymmetric Rolling, will be submitted to *J. Materials Science*.
- [18] H. J. Bunge, 1982, *Texture Analysis in Materials Science*, Butterworth, Guildford, UK.
- [19] G. T. Taylor, 1938, Plastic Strain in Metals, *J. Inst. M et.*, Vol. 62, pp. 307~324.
- [20] ASTM E 517-81, 1981, Standard Test Method for Plastic Strain Ratio R for Sheet Metal, ASTM Standards, U.S.A.