

열간 비대칭 압연한 AA1050 Al 판재의 집합조직과 소성변형비 변화

보보무로드 함라쿠로프¹, 이철우¹, 김인수^{1#}

Texture and Plastic Strain Ratio Changes of Hot Asymmetrically Rolled AA1050 Al Sheet

B. Hamrakulov, C. W. Lee, I. Kim

(Received August 27, 2019 / Revised September 20, 2019 / Accepted September 23, 2019)

Abstract

The plastic strain ratio is one of the factors of the deep drawability of metal sheets. The plastic strain ratio of Al sheet is low value. Therefore, it is necessary to increase the plastic strain ratio in order to improve the deep drawability of the Al sheet. This study investigated the increase in the plastic strain ratio and the texture change of AA1050 Al sheet after the hot asymmetric rolling. The average plastic strain ratio of initial AA1050 Al sheets was 0.41. After 84% hot asymmetric rolling at 400°C, the average plastic strain ratio was 0.77. The average plastic strain ratio of 84% hot asymmetrically rolled AA1050 Al sheet at 400°C is 1.9 times higher than that of initial AA1050 Al sheet. The $|\Delta R|$ of 84% hot asymmetrically rolled AA1050 Al sheet at 400°C is 1/2 times lower than that of initial AA1050 Al sheet. This result is due to the development of the intensity of the γ -fiber texture and the decrease of the intensity of $\{001\}\langle 100 \rangle$ texture after the hot asymmetric rolling of AA1050 Al sheet.

Key Words : Texture; AA1050 Al; Hot Asymmetric Rolling; Plastic Strain Ratio; Deep Drawability

1. 서론

최근 우리나라의 전국 어디든지 미세 먼지와 초미세 먼지는 심각한 문제로 부상되고 있다. 미세 먼지와 초미세 먼지의 상당한 부분 자동차에서 배출하는 물질이 원인이라고 알려져 있다. 따라서 자동차 산업에서 미세 먼지와 초미세 먼지를 줄이기 위한 방법으로 차체를 경량화로 해결하고자 하고 있다. 비중이 2.7g/cm³ 인 알루미늄은 경량금속으로 알려져 있다. 경량금속인 알루미늄은 비중이 낮으므로 자동차 부품을 경량화할 수 있고 연비를 높일 수 있다. 따라서 알루미늄으로 인한 경량화는 자동차의 예너

지 효율을 높일 뿐만 아니라 이산화탄소 배출을 감소함으로써 대기 오염을 줄일 수 있다. 그러나 알루미늄은 경량소재이지만 판재 성형성의 척도의 하나인 소성변형비 (r 값 또는 Lankford parameter)가 최대 0.6-0.7 정도의 낮은 값을 나타낸다 [1,2]. 그러므로 알루미늄 판재의 성형성을 향상하기 위하여 소성변형비를 높일 필요가 있다. 이와 같이 소성변형비가 낮은 이유는 성형을 위하여 사용되는 완전 열처리한 알루미늄 합금판재에서 소성변형비를 낮추는 요소인 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 성분이 높아지기 때문이다. 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 성분은 디프 드로잉 성형성을 저하시킨다고 알려져 있다 [1,3].

최근 알루미늄 판재의 성형성을 향상시키기 위하여 비대칭 압연을 이용한 연구를 하고 있다. 비대칭

1. 금오공과대학교 신소재공학부

Corresponding Author : School of Materials Science and Engineering,
Kumoh National Institute of Technology, E-mail: iskim@kumoh.ac.kr,
ORCID : 0000-0003-2783-2432

압연의 전단변형은 알루미늄 판재의 집합조직을 바꿀 수 있다. 즉 알루미늄 판재의 입방정 집합조직인 {001}<100> 성분을 비대칭 압연의 전단변형으로 γ -fiber 즉 {111}<112>와 {111}<011> 집합조직 성분을 증가시켜 소성변형비를 높이는 방법을 연구하였다[4~19]. 이들 연구는 냉간 비대칭 압연한 알루미늄 판재를 성형하기 전에 어닐링하여 냉간 변형된 조직을 재결정하고 그 후에 소성변형비의 변화를 연구하였다.

그러나 본 연구에서는 종전의 연구와 다르게 냉간 비대칭 압연 후 열처리를 했던 공정에서 열처리 생략하기 위하여 AA1050 알루미늄 판재를 열간 비대칭 압연하였다. 즉 열간 비대칭 압연할 때 전단변형 효과를 이용하여 집합조직의 변화시키고 디프 드로잉 성형성의 척도인 소성변형비의 향상 여부를 관찰하고 종전의 연구 결과와 비교하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서는 두께 3mm 인 AA1050 알루미늄 판재를 사용하였다. 알루미늄 판재에 압연방향을 표시하고 30mm x 40mm x 3mm 크기로 절단하여 초기시편(initial specimen)이라고 이름을 붙였다. 시편의 비대칭 압연은 동일한 상하 롤 지름(15mm) 크기이고 상하 롤 회전속도는 1:1.5 비율인 비대칭 압연 조건을 이용하였다. 비대칭 압연은 무윤활로 하였으며 이것은 롤과 알루미늄 판재 사이에 마찰계수를 높여 압연시 전단변형을 크게 하기 위함이다. 비대칭 압연 온도에서 시편의 온도는 상온, 220°C, 310°C, 400°C, 450°C, 510°C 및 550°C 에서 실험을 하였다.

상온과 열간으로 비대칭 압연은 총 3 회 패스하였다. 초기 두께가 3mm 인 알루미늄 AA1050 판재를 1 회 패스로 두께 2.15mm (압하율 28%), 2 회 패스 1.17mm (압하율 61%), 3 회 패스 0.57mm (압하율 81%) 또는 1 회 패스로 두께 2.15mm (압하율 28%), 2 회 패스 1.17mm (압하율 61%), 3 회 패스 0.77mm (압하율 74%), 4 회 패스 0.48mm (압하율 84%) 로 하여 최종 압하율이 81-84%가 되도록 하였다. 표 1 에 본 연구에 사용한 각각의 온도에 따른 시편의 이름과 공정을 정리하였다. 상온과 열간에서 비대칭 압연으로 얻어진 시편은 판재 면에 평행한 면의 위층 (S=0.9), 중간층 (S=0) 및 아래층 (S=-0.9)의 극점도를 측정하였다.

여기서 $s = 2d / t$ 로 정의하고 d 와 t 는 각각 중심층으로부터 거리와 판재 두께이다. 판재의 극점도 측정용 시편은 기계적 연마와 화학적 연마를 이용하여 만들었다. 극점도는 (111), (200) 및 (220) 면의 불완전 극점도를 Co-K α X-선의 Schultz 반사법을 이용하여 측정하였다.

Bunge[20]는 측정된 2 차원 극점도로부터 3 차원 방위분포함수(Orientation Distribution Function, ODF)를 계산하는 방법을 제안하였다. 또 Bunge[19]는 계산된 방위분포함수를 바탕으로 Taylor 이론[21]을 이용하여 소성변형비를 계산하는 방법[20]을 제안하였다. 본 연구에서는 측정된 극점도를 바탕으로 Bunge[20]의 방법으로 방위분포함수를 구한 후에 소성변형비를 계산하였다.

여기서 소성변형비는 금속판재의 디프 드로잉성형을 나타내는 가장 중요한 파라메타 중의 하나이다. 소성변형비 (r-value)는 폭방향 진변형률/두께방향 진변형률 비로 정의한다[22].

본 연구에서는 측정된 극점도를 이용하여 각 방향의 소성변형비로부터 평균 소성변형비 (\bar{R})와

Table 1 Specimen fabrication procedure and name of AA1050 Al sheet

Name	Specimen fabrication procedure
(a)	Initial specimen (AA1050 Al sheet, t=3mm)
(b)	81% asymmetric rolling at room temp (3 passes)
(c)	81% asymmetric rolling at 220°C (3 passes)
(d)	81% asymmetric rolling at 310°C (3 passes)
(e)	81% asymmetric rolling at 400°C (3 passes)
(f)	84% asymmetric rolling at 400°C (4 passes)
(g)	81% asymmetric rolling at 510°C (3 passes)
(h)	81% asymmetric rolling at 550°C (3 passes)

$|\Delta R|$ 값을 아래 식 (1)을 이용하여 구하였다[22].

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

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. 1, 2 및 3 에는 초기시편과 상온에서부터 220°C , 310°C , 400°C , 450°C , 510°C 및 550°C 의 온도로 열간 비대칭 압연 후 각각 시편의 측정된 극점도, ODF, f(g)값의 변화를 보여주고 있다. Fig. 1 및 2 에서 보인 바와 같이 비대칭 압연한 각각 시편의 위층 ($S=0.9$), 중간층 ($S=0$) 및 아래층 ($S=-0.9$)의 극점도 및 ODF 가 유사하게 나타나고 있다. 그리고 비대칭 압연한 판재에서 압연 롤과 마찰이 일어나는 위층 ($S=0.9$) 및 아래층 ($S=-0.9$) 보다 중간층 ($S=0$)이 전단변형이 적게 일어나고 판재 두께의 대부분을 차지하기 때문에 소성변형비 계산에 가장 좋지 않은 층이다.

그러므로 Fig. 1 및 2 에서 위층 ($S=0.9$), 중간층 ($S=0$) 및 아래층 ($S=-0.9$)의 극점도 및 ODF 중에서 집합조직 분석, f(g) 및 소성변형비 계산에는 중간층 ($S=0$)의 데이터만 이용하였다.

Fig. 1, 2 와 3 (a) 는 초기시편의 극점도로서 Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$ 과 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 이 강하게 발달되고 Goss 집합조직인 $\{110\}\langle 001\rangle$ 이 약하게 발달하였다. 초기시편에서 γ -fiber 집합조직은 발달하지 않았다.

Fig. 1, 2 와 3 (b) 는 상온에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 Cu 집합조직인 $\{112\}\langle 111\rangle$, Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$, 약한 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 및 약한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber 가 위와 아래층에서 나타났다.

Fig. 1, 2 와 3 (c) 는 220°C 에서 3 패스 비대칭 압연 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 Cu 집합조직인 $\{112\}\langle 111\rangle$, Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$, 약한 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 및 약한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber 가 위와 아래층에서 나타났다.

Fig. 1, 2 와 3 (d) 는 310°C 에서 3 패스 비대칭하여

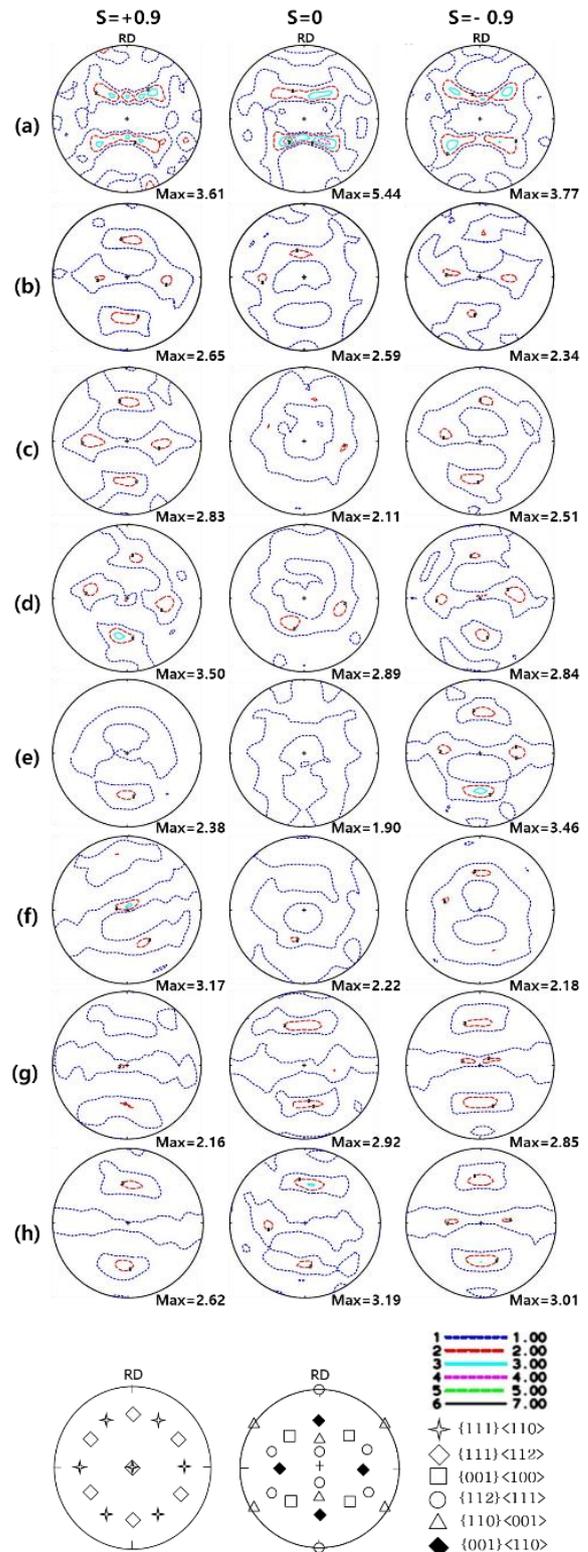


Fig. 1 (111) Pole figures of AA1050 Al alloy sheets; (a) through (h) specimens

최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 Cu 집합조직인 $\{112\}\langle 111\rangle$, Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$, 약한 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 및 약한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber가 위와 아래층에서 나타났다.

Fig. 1, 2와 3 (e)는 400°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber가 위와 아래층에서 나타났다.

Fig. 1, 2와 3 (f)는 최종 압하율 84%로 400°C에서 4 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber가 위와 아래층에서 나타났다.

Fig. 1, 2와 3의 (e)와 (f)는 같은 400°C에서 비대칭 압연을 하였으나 (e)는 3 패스로 81%, (f)는 4 패스로 84% 비대칭 압연이 차이가 있다. 그리고 (f)는 (e)보다 소성변형비를 증가시키는 γ -fiber가 증가하였다.

Fig. 1, 2와 3 (g)는 510°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 약한 Cu 집합조직인 $\{112\}\langle 111\rangle$, 약한 Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$, 약한 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 및 약한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber가 모든 층에서 나타났다.

Fig. 1, 2와 3 (h)는 550°C에서 3 패스 비대칭 압연 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 약한 Cu 집합조직인 $\{112\}\langle 111\rangle$, 약한 Brass 집합조직인 $\{011\}\langle 211\rangle$, 약한 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 100\rangle$ 및 약한 회전 입방정 집합조직인 $\{001\}\langle 110\rangle$ 이 나타났다. 그리고 γ -fiber가 모든 층에서 나타났다.

Fig. 2의 ODF의 자료를 이용하여 계산한 평균 소성변형비 (\bar{R})와 $|\Delta R|$ 값을 표 2와 Fig. 4에 나타내었다.

표 2에서 (a) 초기시편의 실험결과로 평균 소성변형비는 0.41이고 $|\Delta R|$ 값은 0.46이고, (b) 상온에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.63이고 $|\Delta R|$ 값은 0.2이다. (c) 220°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.47이고, $|\Delta R|$ 값은 0.01이고 (d) 310°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.53이고 $|\Delta R|$ 값은 0.08이다. (e) 400°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.63이고 $|\Delta R|$ 값은 0.31

이고, (f) 400°C에서 4 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 84%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.78이고 $|\Delta R|$ 값은 0.21이다. (g) 510°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.68이고 $|\Delta R|$ 값은 0.42이고, (h) 550°C에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 81%로 한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.71이고 $|\Delta R|$ 값은 0.32이다.

이와 같이 AA1050 알루미늄 판재를 상온과 220°C, 310°C, 400°C (3 패스, 4 패스), 510°C 및 550°C에서 열간 81-84% 비대칭 압연 후 평균 소성변형비 (\bar{R})과 $|\Delta R|$ 값을 종합한 결과, 모든 비대칭 압연 시편에서 초기시편보다 평균 소성변형비 (\bar{R})는 커지고 $|\Delta R|$ 값은 낮아졌다.

특히 (f) 400°C에서 4 패스로 84% 열간 비대칭 압연 한 시편의 평균 소성변형비 (\bar{R})는 초기시편보다 약 1.9배 증가하고 $|\Delta R|$ 값은 1/2배로 감소하였다.

그 이유는 초기시편의 소성변형비를 낮추는 주된 집합조직인 강한 입방정 집합조직 $\{001\}\langle 100\rangle$ 이 상온 및 열간 비대칭 압연 한 시편에서 사라지고 소성변형비를 높이는 γ -fiber 집합조직 등의 발달로 일어난 현상이다.

AA1050 알루미늄을 1차 60% 비대칭 압연하고 400°C에서 1시간 어닐링 한 시편을 다시 2차 15% 비대칭 압연하고 400°C에서 1시간 어닐링 한 시편에서 초기시편보다 평균 소성변형비 (\bar{R})는 약 1.86배 증가하고, $|\Delta R|$ 값은 약 1/2배로 감소하였다[16].

AA1050 알루미늄을 1차 84% 비대칭 압연하고 500°C에서 1시간 어닐링 한 시편을 다시 2차 20% 대칭 압연하고 500°C에서 1시간 어닐링 한 시편에서 초기시편보다 평균 소성변형비 (\bar{R})는 약 1.52배 높으며, $|\Delta R|$ 값은 약 1/12배로 감소하였다[17].

AA1050 알루미늄을 1차 90% 비대칭 압연하고 400°C에서 1시간 어닐링 한 시편을 다시 2차 20% 비대칭 압연하고 400°C에서 1시간 어닐링 한 시편에서 초기시편보다 평균 소성변형비 (\bar{R})는 약 1.3배 증가하고, $|\Delta R|$ 값은 약 1/33배로 감소하였다[18].

AA1050 알루미늄을 1차 84% 비대칭 압연하고 500°C에서 1시간 어닐링 한 시편을 다시 2차 20% 비대칭 압연하고 500°C에서 1시간 어닐링 한 시편에서 초기시편보다 평균 소성변형비 (\bar{R})는 약 2.13배 높으며, $|\Delta R|$ 값은 약 1/86배로 감소하였다[19].

위 연구 결과 들[16-19]은 1차 비대칭 압연하고 어닐링한 후 또 다시 2차 비대칭 (또는 대칭) 압연한 결과이다. 본 연구는 간단하게 오직 열간 비대칭 압

연만으로 행한 실험으로, 초기시편 보다 평균 소성 변형비 (\bar{R})가 1.9배 증가하고 $|\Delta R|$ 값이 1/2배 감소함으로써 좋은 결과를 얻었다고 판단된다.

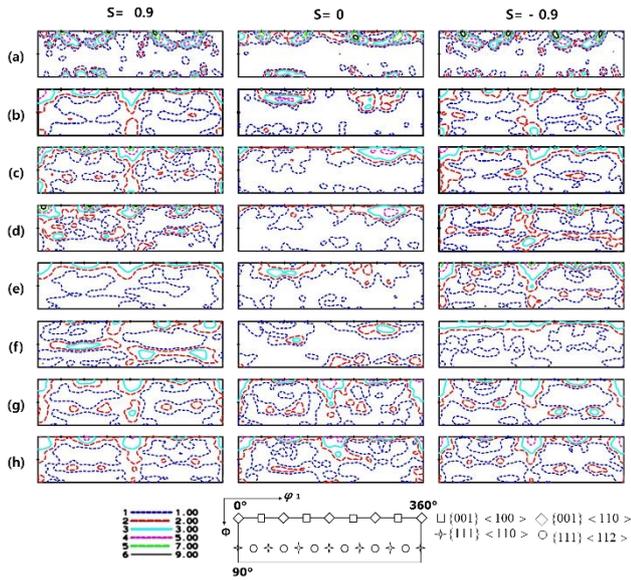


Fig. 2 ODFs at $\psi_2 = 45^\circ$ of AA1050 Al alloy sheets; (a) through (h) specimens

Table 2 Calculated average plastic strain ratio (\bar{R}) and $|\Delta R|$ variations of AA1050 Al alloy sheets; (a) through (h) specimens

Name	r-value			\bar{R}	$ \Delta R $
	r_{0°	r_{45°	r_{90°		
(a)	0.49	0.18	0.78	0.41	0.46
(b)	0.89	0.53	0.57	0.63	0.2
(c)	0.56	0.48	0.37	0.47	0.01
(d)	0.68	0.49	0.45	0.53	0.08
(e)	1.09	0.48	0.49	0.63	0.31
(f)	1.29	0.67	0.47	0.78	0.21
(g)	0.53	0.89	0.41	0.68	0.42
(h)	0.68	0.87	0.42	0.71	0.32

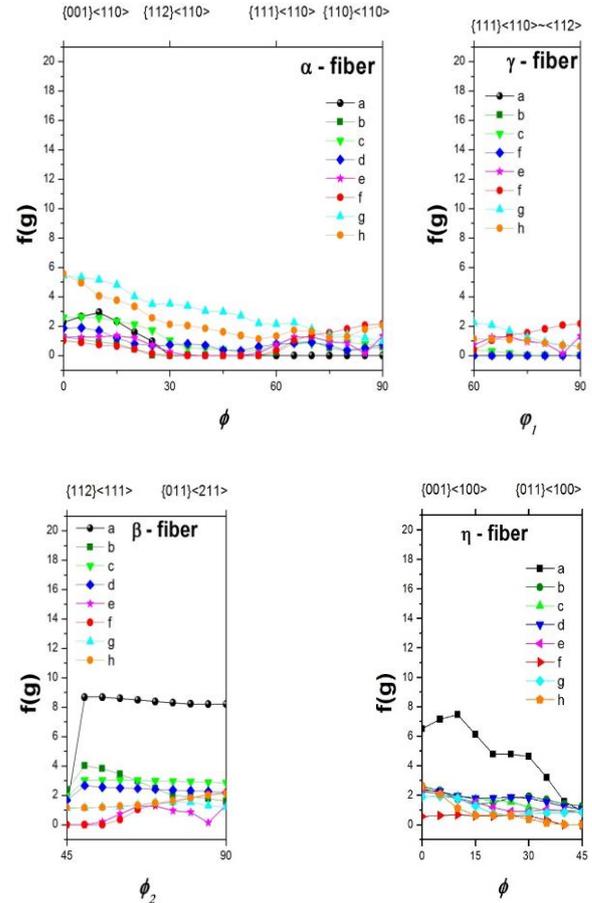


Fig. 3 The $f(g)$ value variations of AA1050 Al alloy sheets; (a) through (h) specimens

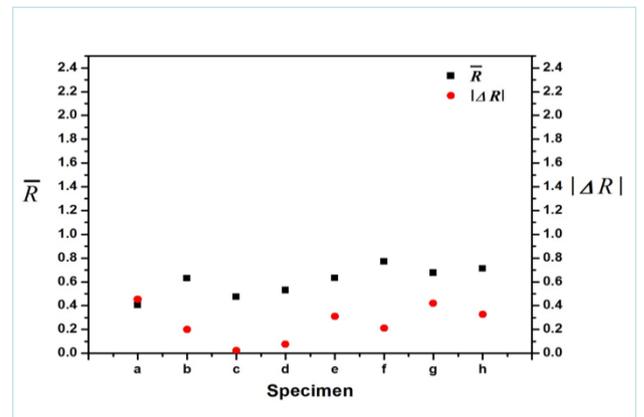


Fig. 4 Calculated average plastic strain ratio (\bar{R}) and $|\Delta R|$ variations of AA1050 Al alloy sheets; (a) through (h) specimens

4. 결 론

(1) AA1050 알루미늄 판재의 열간 비대칭 압연은 초기시편보다 입방정 집합조직 {001}<100>의 강도는 감소하고 γ -fiber 강도가 증가하였다.

(2) AA1050 알루미늄 판재를 400°C 에서 4 패스로 84% 열간 비대칭 압연 한 시편의 평균 소성 변형비 (\bar{R})는 초기시편보다 약 1.9 배 증가하고 $|\Delta R|$ 값은 1/2 로 낮아졌다.

후 기

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

참 고 문 헌

- [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-simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-tape theories, Acta Metall. Vol. 36, p. 2883.
- [4] J.-K. Lee, D. N. Lee, 2008, Texture Control and grain refinement of AA1050 Al alloy Sheets by asymmetric rolling, J. of Mech. Sci, Vol. 50, p. 869.
- [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 Materialia, Vol. 42, No.12, pp. 1139-1142.
- [6] H. Utsunomiya, T. Ueno, T. Sakai, 2007, Improvement in the r-value in the aluminum sheets by differential-friction rolling, Scripta Materialia, Vol. 57, p. 1109.
- [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, Metals and Materials International, 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. 654/656, p.1259.
- [9] S. Akramov, I. Kim, N. J. Park, 2007, Texture and Formability of Frictionally Rolled AA 1050 Aluminum Alloy Sheets, Advanced Materials Research, Vol. 26/28, p. 393.
- [10] S. Akramov, I. Kim, 2009, Texture and Formability Development of Non-lubrication Rolled Al Alloy Sheet, Transactions Materials Processing, Vol. 18(2), p. 1.
- [11] I. Kim, S. Akramov, H. B. Jeong, 2009, Texture and Formability Development of Asymmetry Rolled AA3003 Al Alloy Sheet, Mod. Phys. letter B, Vol. 22(31-32), p. 5859.
- [12] I. Kim, S. Akramov, H. B. Jeong, T. K. No, 2009, Texture Development and Drawability of Frictional Rolled AA 5052 Al Alloy Sheet, Mod. Phys. letter B, Vol. 22(31-32), p. 5931.
- [13] S. Akramov, I. Kim, 2009, Texture Analysis and R-value Variation after Severe Deformed and Heat Treated Al Alloy Sheets, J. Phys. Vol. 165, P. 1.
- [14] S. K. Nam, H. B. Jeong, I. Kim, 2010, Texture change with the number of passes of asymmetric rolling in AA1050 Al alloy sheet, Transactions of Materials Processing, Vol.19-8, p. 502.
- [15] S. K. Nam, H. B. Jeong, I. Kim, 2011, Texture analysis of asymmetrically rolled and annealed AA5083 Al alloy sheet, Mateials research inovations, Vol.15 (suppl. 1), p. S454.
- [16] G.-H. Lee, S.K. Nam, D.N. Lee and I. Kim, 2017, A process for increasing plastic strain ratio of AA1050 alloy sheet, Int. J. Mater. Produc. Tech., Vol. 54 (1/2/3), p. 202.
- [17] S.K. Nam, I. Kim, and D. N. Lee, 2016, Improvement in Plastic Strain Ratio of AA1050 Al Alloy Sheet by Enhancing the <111>/ND Texture Component, Appl. Mech. Mater. Vol. 835, p. 203.
- [18] J.-H. Lee, G.-H. Kim, S. K. Nam, I. Kim and D. N. Lee, 2015, Calculation of Plastic Strain Ratio of AA1050 Al Alloy Sheet processed by Heavy Asymmetric Rolling-Annealing Followed by Light Rolling-Annealing, Comput. Mater. Sci., Vol. 100, p.

- 45.
- [19] S. K. Nam, J.-H. Lee, G.-H. Kim, D. N. Lee and I. Kim, 2019, Texture Analysis for Enhancement of *R*-value in Asymmetrically Rolled Al Alloy Sheet, *J. Mater. Eng. and Perfor.*, Vol. 28, p 5186.
- [20] H. J. Bunge, 1982, *Texture Analysis in Materials Science*, Butterworth, Guildford, UK.
- [21] G. T. Taylor, 1938, Plastic strain in metals, *J. institute of Metals*, Vol. 62, p. 307.
- [22] ASTM E 517-81, 1981, Standard test method for Plastic strain ratio *r* for sheet metal, ASTM standards, U.S.A.