

# 열간 비대칭 압연한 AA3003 판재의 집합조직과 소성변형비 변화

보보무로드 함라쿠로프<sup>1</sup>, 이철우<sup>1</sup>, 김인수<sup>1#</sup>

## Texture and Plastic Strain Ratio Changes of Hot Asymmetrically Rolled AA3003 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 draw ability of the Al sheet. This study investigated the increase of the plastic strain ratio and the texture change of AA3003 sheet after the hot asymmetric rolling. The average plastic strain ratio of the initial AA3003 sheets was 0.69. After 83% hot asymmetric rolling at 200°C, the average plastic strain ratio was 0.83. The average plastic strain ratio of the 83% hot asymmetrically rolled AA3003 sheet at 200°C is 1.2 times higher than that of the initial AA3003 sheet. The  $|\Delta R|$  of 83% hot asymmetrically rolled AA3003 sheet at 200°C is 0.83 times lower than that of the initial AA3003 sheet. This result is due to the development of the intensity of  $\gamma$ -fiber texture and reduces the intensity of  $\{001\}\langle 110\rangle$  and  $\{001\}\langle 100\rangle$  textures after hot asymmetric rolling of AA3003 sheet.

**Key Words** : Texture; AA3003; Hot Asymmetric Rolling; Plastic Strain Ratio; Deep Drawability

## 1. 서 론

현재 세계는 점점 대기오염 문제가 심각해 지고 있다. 대기오염 물질 중에서 미세 먼지와 초미세 먼지에 대한 문제가 심각한 상태이다. 미세먼지는 입자의 크기가 10  $\mu\text{m}$  이하이고 초미세 먼지 2.5  $\mu\text{m}$  이하로 구분하며 특히 초미세 먼지는 인체에 매우 해로운 물질로 알려져 있다. 미세 먼지와 초미세 먼지의 발생 원인 중에서 자동차 배출가스가 주된 원인 순위 하나로 알려져 있다. 자동차의 경량화는 미세 먼지와 초미세 먼지를 줄이기 위한 방법의 하나이다. 자동차의 경량화는 만드는 재료들 중에서 경량 소재를 사용하면 된다. 경량금속 중에 알루미늄은 비중이 낮아 자동차 부품을 경량화할 수 있으며 그

결과로 연비를 높여 미세 먼지와 초미세 먼지를 줄일 수 있다. 그러나 알루미늄은 경량소재이지만 판재 성형성의 척도의 하나인 소성변형비 (r-value 또는 Lankford parameter)가 0.7 정도로 너무 낮아 판재 성형에 좋지 않은 영향을 준다 [1,2]. 그 이유로 완전 열처리한 알루미늄 합금판재는 입방정 집합조직인  $\{001\}\langle 100\rangle$  성분이 높아지는데 이것은 소성변형비를 낮추는 집합조직 성분이기 때문이다. 즉 일반적으로 입방정 집합조직인  $\{001\}\langle 100\rangle$  성분은 디프로잉 성형성을 낮춘다고 알려져 있다[1,3].

알루미늄 합금 판재에서 입방정 집합조직인  $\{001\}\langle 100\rangle$  성분을 낮추고 성형성을 높이기 위한 연구가 계속되고 있다. 그 방법 중의 하나로 비대칭 압연하여 알루미늄 판재에 전단변형을 주어 집합조직을 변화시켜 해결하고자 하였다. 즉 알루미늄 판재의 비대칭 압연의 전단변형은 입방정 집합조직인  $\{001\}\langle 100\rangle$  성분을 낮추고 성형성을 향상시키는  $\gamma$ -

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

fiber 즉  $\{111\}\langle 112 \rangle$ 와  $\{111\}\langle 011 \rangle$  집합조직 성분의 강도를 높임으로서 성형성에 영향을 주는 소성변형비를 높이는 연구를 하였다[4~20].

종전에는 알루미늄을 냉간 비대칭 압연 한 후 성형하기 위하여 변형된 조직을 없애는 어닐링하고 재결정이 일어나게 하고 소성변형비의 변화를 연구 하였다.

그러나 종전의 복잡한 공정인 냉간 비대칭 압연 후 열처리를 했던 공정에서 열처리 공정을 생략하기 위하여 본 연구에서는 AA3003 판재를 오직 열간 비대칭 압연을 하였다. 이 때 비대칭 압연은 판재에 전단변형 효과를 주어 집합조직을 변화시키고 디프드로잉 성형성의 척도인 소성변형비의 향상 여부를 관찰하였다. 이 AA3003 판재는 Mn 을 1.2% 함유하여 강도, 성형성, 내부식성 및 용접성을 향상시킨 소재이다. 실험 결과는 AA1050 판재의 열간 비대칭 압연 결과[20]와 비교하였다.

## 2. 실험 방법

본 실험에서는 두께 3mm 인 AA3003 판재를 사용 하였다. AA3003 은 1.2%Mn 가 함유되어 고용 강화한 합금이다. AA3003 판재에 압연방향 (Rolling Direction, RD)을 표시하고 30mm x 40mm x 3mm 크기로 절단하여 초기시편 (initial specimen) 이라고 이름을 붙였다. 비대칭 압연기는 동일한 상하 롤 지름(15mm) 크기이며 상하 롤 회전속도는 1:1.5 비율로 비대칭 압연 하였다. 비대칭 압연은 무윤활 상태로 하여 롤과 알루미늄 판재 사이에 마찰계수를 높게 함으로서, 비대칭 압연시 판재에 전단변형을 크게 하기 위함이다. 비대칭 압연 온도에서 시편의 온도는 상온, 200°C, 310°C, 400°C, 500°C 및 550°C 에서 비대칭 압연을 하였다. 상온과 열간으로 비대칭 압연은 총 3 회 패스하였다. 초기 두께 3mm 인 알루미늄 AA3003 판재를 1 회 패스 2.05mm (압하율 32%), 2 회 패스 1.10mm (압하율 63%), 마지막 3 회 패스 0.51mm (압하율 83%)로 하여 최종 압하율이 83%가 되도록 하였다. 각 패스당 시편을 압연방향 (Rolling Direction, RD)을 축으로 하여 180° 회전하여 비대칭 압연 하였다. 표 1 에 각각의 온도에 따른 시편의 이름을 정리하였다. 상온과 열간에서 비대칭 압연으로 얻어진 시편은 판재면에 평행하게 제작하여 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 화학 연마를 이용하여 만들었다. 극점도는 (111), (200) 및 (220) 면의 불완전 극점도를 Co-K $\alpha$  X-선의 Schultz 반사법을 이용하여 측정하였다.

측정한 2 차원 극점도로부터 Bunge[21]방법으로 3 차원 방위분포함수(Orientation Distribution Function, ODF)를 계산하였다. 또 계산한 방위분포함수를 바탕으로 Taylor 이론[22]을 이용하여 Bunge 는 소성변형비를 계산하는 방법[21]을 제안하였다. 본 연구에서는 측정한 극점도를 바탕으로 Bunge[21]의 방법으로 방위분포함수를 구한 후에 소성변형비를 계산하였다.

여기서 소성변형비는 금속판재의 디프드로잉성형을 나타내는 가장 중요한 파라메타 중의 하나이다. 소성변형비(r-value)는 폭방향 진변형률/두께방향 진변형률 비로 정의한다[23].

본 연구에서는 측정한 극점도를 바탕으로 각 방향의 소성변형비를 구하고 평균 소성변형비( $\bar{R}$ )와  $|\Delta R|$  값을 식 (1)을 이용하여 구하였다[23].

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

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

**Table 1 Specimen fabrication procedure and name of AA3003 sheet**

Name	AA3003 sheet fabrication procedure
(a)	Initial specimen (AA3003 sheet, t= 3mm)
(b)	83% asymmetric rolling at room temp (3 passes)
(c)	83% asymmetric rolling at 200°C (3 passes)
(d)	83% asymmetric rolling at 310°C (3 passes)
(e)	83% asymmetric rolling at 400°C (3 passes)
(f)	83% asymmetric rolling at 500°C (3 passes)
(g)	83% asymmetric rolling at 550°C (3 passes)

### 3. 결과 및 토의

Fig. 1, 2 및 3 에는 초기시편과 상온에서부터 200°C, 310°C, 400°C, 500°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 ODF가 유사하게 나타나고 있다.

따라서 비대칭 압연한 판재의 두께 층 중에서 압연 롤과 마찰이 일어나는 위층 (S=0.9) 및 아래층 (S=-0.9) 보다 중간층(S=0)이 전단변형이 적게 일어난다. 일반적으로 판재에서 중간층 (S=0)의 분율이 가장 많이 차지하고 전단성분이 가장 낮게 작용하므로 소성변형비를 높이는 효과가 가장 낮은 층이다. 따라서 본 연구에서는 가장 전단변형이 적어 열악한 조건인 중간층 (S=0)에서 소성변형비 계산에 이용하였다.

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 이용하여 비교하였다.

Fig. 1 와 2 의 초기시편 및 상온과 열간 비대칭 압연한 각각 시편의 위층 (S=0.9), 중간층 (S=0) 및 아래층 (S=-0.9) 극점도와 ODF 가 서로 유사함을 알 수 있다. 여기서 중간층 (S=0)의 극점도와 ODF 가 위층 (S=0.9) 및 아래층 (S=-0.9) 보다 전단변형 집합조직이 약하게 발달한 것을 알 수 있다.

Fig. 1, 2 와 3 (a) 는 초기시편의 극점도로써 정위치에서 약간 벗어난 강한 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고, 정위치에서 약간 벗어난 입방정 집합조직인 {001}<100>이 강하게 발달되고,  $\gamma$ -fiber 집합조직은 발달하지 않았다.

Fig. 1, 2 와 3 (b) 는 상온에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였고, Cu 집합조직인 {112}<111>와 Brass 집합조직인 {011}<211>가 강하게 발달하였다.

Fig. 1, 2 와 3 (c) 는 200°C 에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였고, Brass

집합조직인 {011}<211>가 발달하였다.

Fig. 1, 2 와 3 (d) 는 310°C 에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였고, Brass 집합조직인 {011}<211>가 발달하였다.

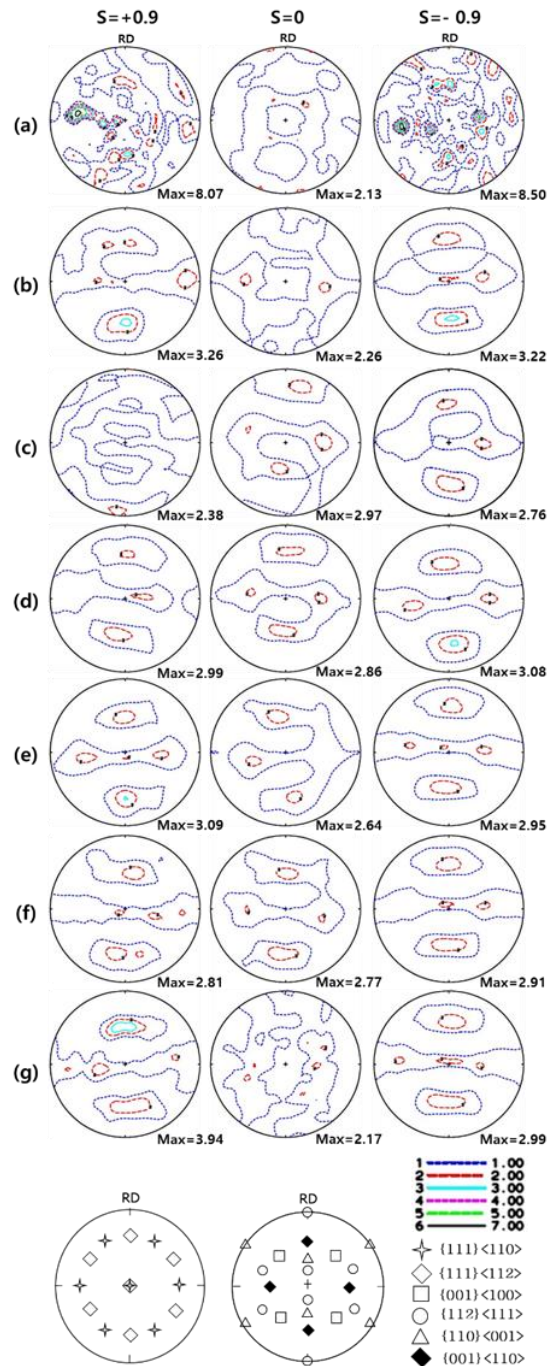


Fig. 1 (111) Pole figures of AA3003 sheets; (a) through (g) specimens

Fig. 1, 2 와 3 (e) 는 400°C 에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였고, Brass 집합조직인 {011}<211>가 발달하였다.

Fig. 1, 2 와 3 (f) 는 500°C 에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였다.

Fig. 1, 2 와 3 (g) 는 550°C 에서 3 패스 비대칭 압연하여 최종 압하율 83%로 한 시편의 실험 결과로 벗어난 회전 입방정 집합조직인 {001}<110>이 강하게 발달하고  $\gamma$ -fiber 인 {111}<110>이 약하게 발달하였고, 정위치에서 약간 벗어난 Brass 집합조직인 {011}<211>가 발달하였다.

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

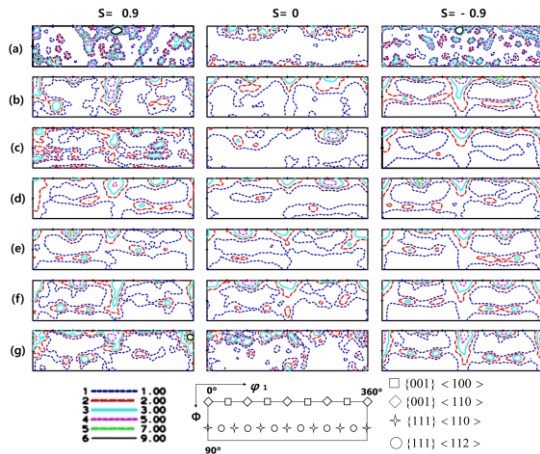


Fig. 2 ODFs at  $\psi_2=45$  of AA3003 sheets; (a) through (g) specimens

표 2 에서 (a) 초기시편의 실험 결과로 평균 소성 변형비는 0.69 이고  $|\Delta R|$  값은 0.59 이고 (b) 최종 압하율 83%로 상온에서 3 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 1.03 이고  $|\Delta R|$  값은 1.57 이다. (c) 최종 압하율 83%로 200°C 에서 3 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성 변형비는 0.83 이고  $|\Delta R|$  값은 0.49 이고 (d) 최종 압하율 83%로 310°C 에서 3 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.75 이고  $|\Delta R|$  값은 0.65 이다. (e) 최종 압하율 83%로 400°C

에서 3 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.76 이고  $|\Delta R|$  값은 0.84 이고 (f) 최종 압하율 83%로 500°C 에서 4 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.81 이고  $|\Delta R|$  값은 0.97 이다. (g) 최종 압하율 83%로 550°C 에서 3 패스 비대칭 압연한 시편의 실험 결과로 평균 소성변형비는 0.63 이고  $|\Delta R|$  값은 0.67 이다.

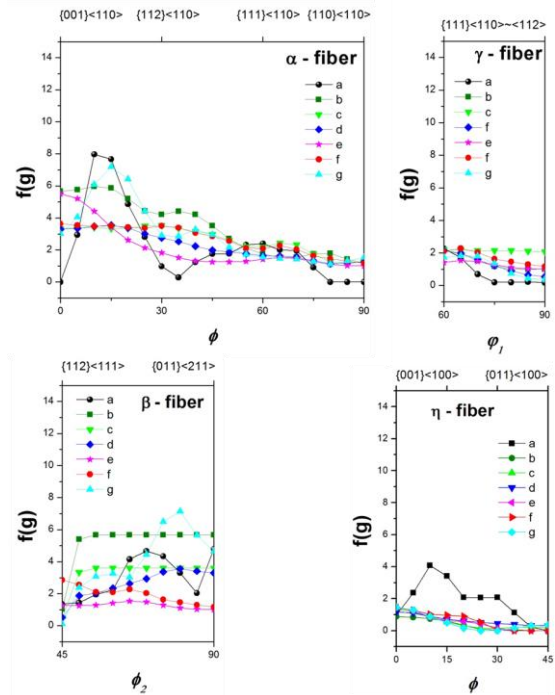


Fig. 3 The  $f(g)$  value variations of AA3003 sheets; (a) through (g) specimens

Table 2 Calculated average plastic ratio ( $\bar{R}$ ) and  $|\Delta R|$  variations of AA3003 sheets; (a) through (g) specimens

Name	r-value			$\bar{R}$	$ \Delta R $
	$r_{0^\circ}$	$r_{45^\circ}$	$r_{90^\circ}$		
(a)	0.33	0.98	0.45	0.69	0.59
(b)	0.2	1.81	0.28	1.03	1.57
(c)	0.50	1.07	0.66	0.83	0.49
(d)	0.41	1.07	0.44	0.75	0.65
(e)	0.37	1.18	0.31	0.76	0.84
(f)	0.33	1.29	0.32	0.81	0.97
(g)	0.22	0.96	0.36	0.63	0.67

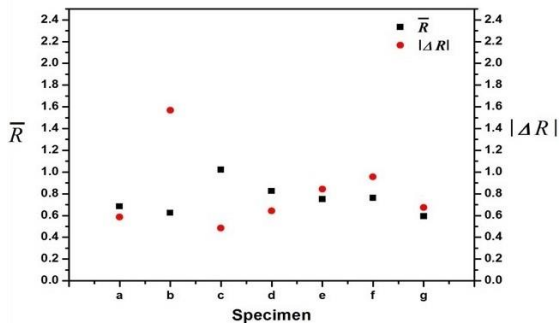


Fig. 4 Calculated average plastic ratio ( $\bar{R}$ ) and  $|\Delta R|$  variations of AA3003 sheets; (a) through (g) specimens

이와 같이 AA3003 판재를 상온과 200°C, 310°C, 400°C, 500°C 및 550°C에서 열간 83% 비대칭 압연 후 평균 소성변형비 ( $\bar{R}$ )과  $|\Delta R|$  값을 종합한 결과 상온과 550°C 시편을 제외하고 초기시편보다 평균 소성변형비 ( $\bar{R}$ )는 상승하고 있다.

특히 (b) 상온에서 비대칭압연 한 시편의 평균 소성변형비 ( $\bar{R}$ )는 초기시편보다 약 1.5 배 증가하고  $|\Delta R|$  값은 2.66 배로 높아졌다. 여기서 (b) 는 상온 비대칭 압연이므로 판재를 성형하기 위해서 재결정 공정이 필요하고 열처리 할 때 집합조직이 변화하므로 본 연구의 목표가 아니다. (c) 200°C 에서 3 패스로 83% 열간 비대칭압연 한 시편의 평균 소성변형비 ( $\bar{R}$ )는 초기시편보다 약 1.2 배 증가하고  $|\Delta R|$  값은 0.83 배로 낮아졌다. 그 이유는 초기시편의 소성변형비를 낮추는 주된 집합조직인 강한 입방정 집합조직  $\{001\}\langle 100 \rangle$ 이 열간 비대칭 압연 한 시편에서 사라지고 소성변형비를 높이는  $\gamma$ -fiber 집합조직의 강도가 높아져서 일어난 현상이다.

이 현상은 AA1050 알루미늄 판재의 열간 비대칭 압연의 결과와 같다.

그리고 AA3003 판재는 원래 성형성이 좋은 재료이므로 AA1050 판재를 열간 비대칭 압연한 소성변형비[20] 보다 높았다. 그러나 열간 비대칭 압연 후 AA3003 판재 소성변형비의 증가율은 AA1050 판재 보다 낮았다. 그 이유는 AA3003 판재의 조성이 AA1050 판재와 달라 열간 비대칭 압연에서 집합조직의 발달에 영향을 주었기 때문으로 판단 된다. 그 원인에 대한 보다 자세한 연구는 앞으로 진행되어야 할 것으로 판단된다.

## 4. 결론

(1) AA3003 판재를 200°C 에서 3 패스로 열간 비대칭압연 한 시편의 평균 소성변형비 ( $\bar{R}$ )는 초기시편보다 약 1.2 배 증가하고  $|\Delta R|$  값은 0.83 배로 낮아졌다.

(2) AA3003 판재의 열간 비대칭 압연은 초기시편보다 입방정 집합조직  $\{001\}\langle 100 \rangle$  강도는 감소하고  $\gamma$ -fiber 강도가 증가하였다.

## 후 기

본 연구는 금오공과대학교의 학술연구비 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 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, 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, Met. and Mater. Int., Vol. 12, P. 21

- [8] I. Kim, S. K. Nam, S. Akramov, 2010, Texture Change of Severe 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, Adv. Mater. Reserch, Vol. 26/28, p. 393.
- [10] S. Akramov, I. Kim, 2009, Texture and Formability Development of Non-lubrication Rolled Al Alloy Sheet, Trans. Mater. Process., 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, Trans. of Mater. Process., Vol.19-8, p. 502.
- [15] S. K. Nam, H. B. Jeong, I. 2011, Kim, Texture analysis of asymmetrically rolled and annealed AA5083 Al alloy sheet, Mater. Res. Inovat., 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  $\langle 111 \rangle$ //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] B. Hamrakulov, C.W. Lee and I. Kim, 2019, Texture and Plastic Strain Ratio Changes of Hot Asymmetrically Rolled AA3003 Al Alloy Sheet, Trans. Mater. Process., Vol. 29(5), p.287.
- [21] H. J. Bunge, 1982, Texture Analysis in Materials Science, Butterworth, Guildford, UK.
- [22] G. T. Taylor, 1938, Plastic strain in metals, J. inst. of Met., Vol. 62, p. 307.
- [23] ASTM E 517-81, 1981, Standard test method for Plastic strain ratio  $r$  for sheet metal, ASTM standards, U.S.A.