

# 무윤활 압연한 알루미늄 합금의 집합조직과 성형성

아크라모프 사이드무로드<sup>1</sup> · 김인수<sup>#</sup>

## Texture and Formability Development of Non-lubrication Rolled Al Alloy Sheet

Saidmurod Akramov, Insoo Kim

(Received February 23, 2009)

### Abstract

Formability and other mechanical properties of sheet metals are strongly dependent on the texture. It was studied to improve the formability of the Al alloy(AA3003) sheets which were rolled under the non-lubrication condition and subsequent heat treated. In the non-lubrication rolled and subsequent heat treated Al alloy sheet, the variation of the plastic strain ratios were investigated in this study. Non-lubrication rolled Al sheets showed a fine grain size and after subsequent heat treated specimens showed that the  $\beta$ -fiber texture component was increased. The plastic strain ratios of the non-lubrication rolled and subsequent heat treated Al alloy sheets were about two times higher than those of the original Al sheets. These could be related to the formation of  $\beta$ -fiber texture components through the non-lubrication rolling and subsequent heat treatment in Al sheet.

**Key Words** : Aluminum Sheet, Shear Deformation, Formability, Texture, Plastic Strain Ratio, R-value

### 1. 서 론

알루미늄 합금은 비중이 철강의 1/3 정도로 낮아 자동차 산업에서 철강 소재를 대체할 재료로 각광 받고 있다. 그러나 완전 어닐링한 알루미늄 판재는 성형성을 나타내는 소성변형비( $r$  값 또는 Lankford parameter)가 강판보다 낮아 산업화에 어려움을 겪고 있다[1~2]. 일반적으로 완전 어닐링한 알루미늄 판재의 집합조직은 입방 집합조직인  $\{100\}<100>$ 이 많아 소성변형비가 낮으며 강판의 경우  $\gamma$ -fiber 인  $\langle 111 \rangle // ND$  집합조직이 잘 발달되어 높은 소성변형비를 얻을 수 있다고 알려져 있다[3~4]. 연구자들이 알루미늄 합금 판재의 성형성을 나타내는 소성변형비의 증가를 위하여 많은 연구를 하였다[5~14].

지금까지 많은 연구[5~14]는 알루미늄의 성형성

의 파라메타인 소성변형비를 높이기 위하여 심한 소성변형에서 일어나는 전단변형(shear deformation)을 이용하였다. 심한소성변형을 알루미늄 합금 판재에 가하면 FCC 결정구조에서 회전 입방 집합조직,  $\{001\}<110>$ 과  $\gamma$ -fiber 인  $\langle 111 \rangle // ND$  집합조직이 잘 발달 된다고 알려지고 있다[3~4]. 그러나 심한 소성변형 중에 발생한 높은 소성변형 축적에 너지는 열처리 중에 원치 않는 결정구조나 집합조직으로 변형 될 수 있어 열처리에 많은 주의가 요구된다.

본 연구에서는 AA3003 알루미늄 합금을 무윤활 압연한 후 열처리하여 무윤활 압연 전 후의 집합조직의 변화를 측정하고 소성변형비 변화를 해석하여 알루미늄 합금의 성형성 향상 방법을 찾고자 하였다.

1. 금오공과대학교 신소재시스템공학부

# 교신저자: 금오공과대학교 신소재시스템공학부,

E-mail: iskim@kumoh.ac.kr

2. 실험 방법

두께 3.4mm 인 AA3003 알루미늄 합금 판재를 구입하고 60mm × 40mm × 3.4mm 크기로 전단기를 이용하여 압연방향을 표시하고 절단 하였다. 절단된 AA3003 알루미늄 합금 판재는 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리하였다. 이 균질화 처리한 시편을 본 연구에서 기초가 되는 기본 시편으로서 초기시편(initial sample)이라 부르기로 한다.

초기시편은 대칭 압연기를 이용하여 압연롤과 시편 사이에 마찰계수를 증진시키기 위하여 무윤활 상태로 압연(마찰압연, Frictionally rolling)하였다. 1 회 압연에 40-50%의 압하율이 되게 무윤활 압연을 하였다. 각 압연 패스사이애 200°C 에서 5 분간 공기 분위기로 중간 열처리를 하였으며 각각의 압연은 시편을 TD 측에 대하여 180° 회전하여 압연을 시행하였다. 무윤활 압연한 AA3003 알루미늄 합금 판재는 소성변형비를 측정 가능하게 하기 위하여 염색을 이용하여 300°C 에서 20 분 동안 열처리 하였다.

초기시편, 무윤활 압연한 시편 및 무윤활 압연 후 열처리한 시편을 광학현미경을 이용하여 각각 TD(Transverse Direction)에 수직한 단면에서 미세조직 사진을 촬영하였고, 알루미늄 판재의 ND(Normal Direction)에 수직한 단면의 두께의 표면으로부터 1/10 깊이 두께층 표면(S=0.9)과 중간층(S=0)의 Co-K α X-선의 Schultz 반사법을 이용하여 (111), (200) 및 (220) 불완전 극점도를 측정하였다.

측정된 극점도를 이용하여 Bunge 방법[15]으로 방향분포함수(Orientation Distribution Function, ODF)와 역극점도를 계산하였으며 이를 이용하여 무윤활 압연한 AA3003 알루미늄합금의 압연 전후의 집합조직의 변화를 비교하여 보았다.

또 RD(Rolling Direction)으로부터 평행한 방향으로 인장시편을 제작한 0°시편과, RD 방향으로부터 45°, 90° 벗어난 인장시편을 제작하여 인장시험을 함으로서 소성변형비( $r$ =폭방향 진변형률/두께방향 진변형률)를 측정하였다. 측정한 소성변형비를 이용하여 평균 소성변형비( $r$ -value)와  $\Delta r$ -값을 다음 식 (1)과 (2)를 이용하여 구하였다.

$$r = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \tag{1}$$

$$\Delta r = (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) / 2 \tag{2}$$

여기서  $r_0$ ,  $r_{45}$  및  $r_{90}$  는 각각 RD 에 0°, 45° 및 90° 방향으로 제작한 인장 시편에서 얻어진 소성 변형비를 의미한다.

또 측정된 극점도로부터 얻어진 ODF 를 기초로 한 Bunge[15]의 계산방법으로 소성변형비 계산하여 측정된 소성변형비와 비교하여 보았다.

3. 결과 및 토의

Fig. 1 은 AA3003 알루미늄 판재의 초기시편, 무윤활 압연시편 및 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 TD 에 수직한 단면에서 광학현미경 조직을 촬영한 결과이다. Fig. 1(a)의 초기시편에서 결정립은 약 100 $\mu$ m 크기였으며, Fig. 1(b)의 압하율 90% 무윤활 압연시편은 결정립이 길게 늘어나 있고, Fig. 1(c)의 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편은 결정립이 약 40 $\mu$ m 크기로 재결정이 일어나 인장시편을 제작하여 소성변형비를 측정할 수 있는 상태를 확인 하였다.

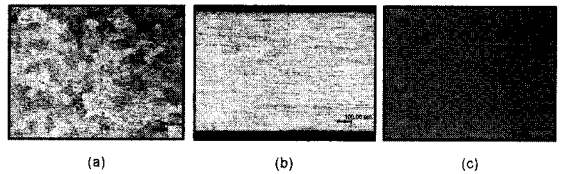


Fig. 1 Optical micrographs obtained from the surfaces of transverse directional (TD) section of AA3003 Al alloy sheet; (a) initial Al sheet, (b) 90% non-lubrication rolled in thickness, and (c) 90% non-lubrication rolled in thickness and heat treated at 300°C for 20minutes

Fig. 2 (a)에 AA3003 알루미늄 판재를 500 °C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편과 (b)는 압하율 90% 무윤활 압연시편 (c)에는 90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 판재의 표면으로부터 (1) 1/10 깊이 두께층과 (2) 중심층의 극점도를 측정한 결과이다. Fig. 2 (a)에서 볼 수 있는 바와 같이 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는 입방 집합조직이 발달되었

으며 (2) 중심층에서는 무질서 집합조직에 가까운 극점도를 나타냈다. Fig. 2(b) 압하율 90% 무운활 압연시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는 Copper 형태 집합조직( $(112)\langle 111 \rangle$ )이 발달되었으며 (2) 중심층에서도 Copper 형태 집합조직이 발달되었다. Fig. 2(c) 압하율 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는 Copper 형태 집합조직과 열처리에 의하여 입방 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서는 무운활 압연에서 얻어진 Copper 형태 집합조직이 변하지 않고 남아 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 2 의 2 차원 극점도를 더욱 상세하게 분석하기 위하여 Fig. 3 과 같은 3 차원 방위분포함수 (ODF)로 전개하여 해석하였다.

Fig. 3 (a)에 AA3003 알루미늄 판재를 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편과 (b)는 압하율 90% 무운활 압연시편 (c)에는 90% 무운활 압연 후 300 °C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 판재의 표면으로부터 (1) 1/10 깊이 두께층과 (2) 중심층의 극점도로부터 계산한 3 차원 방위분포함수를 계산하여 나타낸 결과이다. Fig. 3 (a)에서 볼 수 있는 바와 같이 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는 입방 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서는 무질서 집합조직에 가까운 극점도를 나타냈다. Fig. 3(b) 압하율 90% 무운활 압연시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서도  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달되었다. Fig. 3(c) 압하율 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는  $\beta$ -fiber 형태 집합조직과 열처리에 의하여 입방 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서는 무운활 압연에서 얻어진  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 변하지 않고 남아 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 2 와 3 에서 알 수 있는 바와 같이 AA3003 알루미늄 판재의 초기 집합조직 입방 조직에 가까운 상태에서 무운활 압하율 90%에서  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달하고 90% 무운활 압연 후 300 °C 에서 20 분 동안 열처리하여도  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달하고 있음을 확인 하였다.

Fig. 4 에 AA3003 알루미늄 판재를 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편, 압하율 90% 무운활 압연시편, 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 판재

표면으로부터 (1) 1/10 깊이 두께층과 (2) 중심층의 극점도로부터 계산한 각종 집합조직의 방위분포함수,  $f(g)$ , 강도의 변화를 나타낸 결과이다. Fig. 4 에서 볼 수 있는 바와 같이 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는 입방 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서는 무질서 집합조직에 가까운 극점도를 나타냈다. Fig. 4 에서 압하율 90% 무운활 압연시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는  $\beta$ -fiber 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서도  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달되었다. Fig. 4 에서 압하율 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편은 (1) 1/10 깊이 층에서는  $\beta$ -fiber 집합조직과 열처리에 의하여 입방 집합조직이 발달되었으며 (2) 중심층에서는 무운활 압연에서 얻어진  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 그대로 남아 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 5 (a)에 AA3003 알루미늄 판재를 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편과 (b)는 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 판재의 표면으로부터 (1) 1/10 깊이 두께층과 (2) 중심층의 극점도로부터 계산한 방위분포함수를 이용하여 계산한 소성변형비의 계산값과 측정값을 나타낸 결과이다. Fig. 5 (a)에서 볼 수 있는 바와 같이 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편의 소성변형비는 압연방향에 0°, 45° 및 90° 방향으로 제작하여 측정한 결과 거의 유사한 값을 나타내고 있다. 그러나 Fig. 5(b)의 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 소성변형비는 계산값과 측정값 모두 압연방향에 0° 및 90° 방향의 시편이 압연방향에 45° 방향의 시편 보다 낮은 값을 나타내고 있다.

Table 1 에는 Fig. 5 에서 측정한 소성변형비를 바탕으로 식 (1)과 식 (2)를 이용하여 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value)와 절대값  $\Delta r$ -값을 계산한 결과이다. 표 1 에서 AA3003 알루미늄 판재를 500°C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편의 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value)는 0.53 이고 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value)는 1.01 으로서 90% 무운활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리 함 으로서 약 2 배의 평균 소성변형비가 증가됨을 알 수 있다. 그리고 2 시간 동안 어닐링하여 균질화처리한 초기시편의 절대값  $\Delta r$  은 0.16 이고

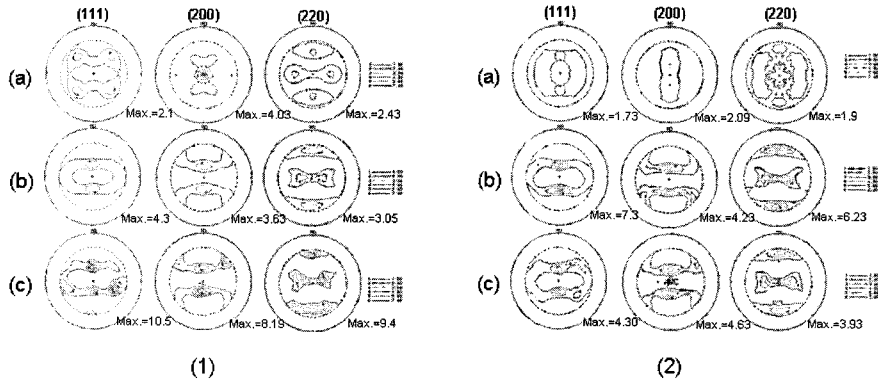


Fig. 2 Pole figures of (1) one-tenth thickness from the surface layer and (2) center layer of AA3003 Al alloy sheet: (a) initial Al sheet, (b) 90% non-lubrication rolled, (c) 90% non-lubrication rolled and subsequent heat treated at 300°C for 20minutes

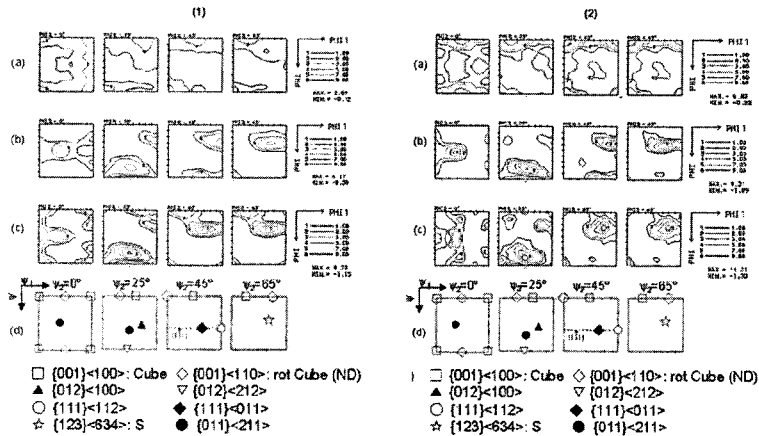


Fig. 3 ODFs of (1) one-tenth thickness from the surface layer and (2) center layer of AA3003 Al alloy sheet: (a) initial Al sheet, (b) 90% non-lubrication rolled, (c) 90% non-lubrication rolled and subsequent heat treated at 300°C for 20minutes

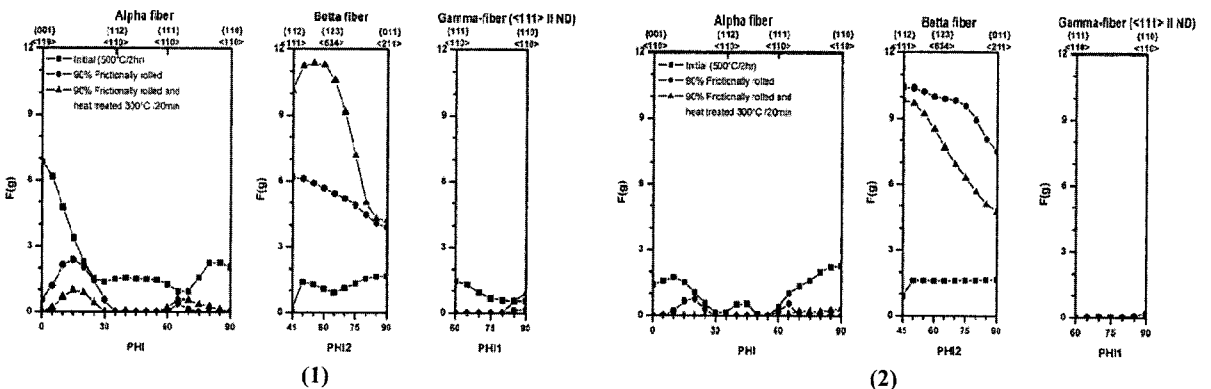


Fig. 4 F(g) variations of texture types of (1) one-tenth thickness from the surface layer and (2) center layer of AA3003 aluminum alloy sheet

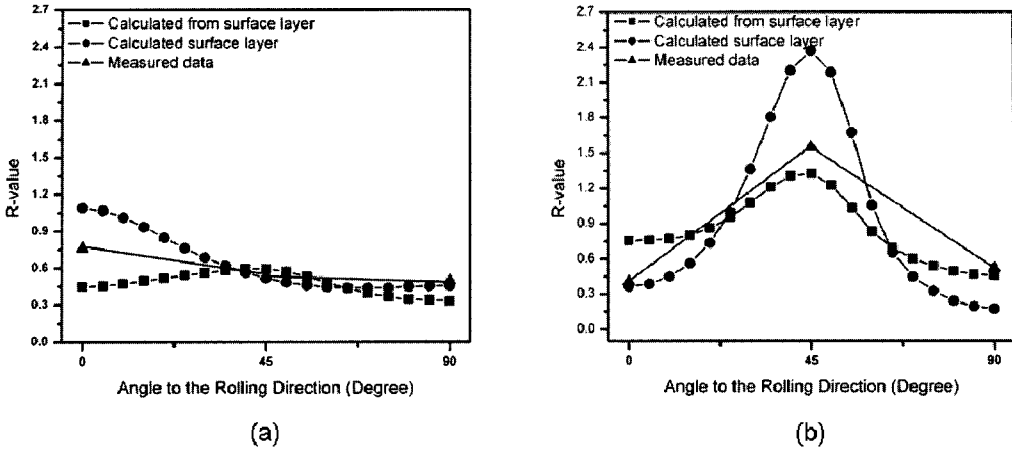


Fig. 5 R-value changes along the angles to rolling direction of AA3003 Al: (a) Initial sample, (b) 90% non-lubrication rolled and subsequent heat treated samples at 300°C for 20minutes

Table 1 Comparison of measured r-values,  $\bar{r}$ , and  $|\Delta r|$  of the initial and 90% non-lubrication rolled and subsequent heat treated Al sheets at 300°C for 20minutes

Conditions of samples	r-value			$\bar{r}$	$ \Delta r $
	0°	45°	90°		
Initial specimen (500°C/2 hr) (Measured)	0.463	0.633	0.387	0.529	0.161
90% frictionally rolled (300°C/20min) (Measured)	0.408	1.552	0.519	1.007	1.088

90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 절대값  $\Delta r$  는 1.09 으로서 90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리 함으로서 약 7 배의 절대값  $\Delta r$  이 증가됨을 알 수 있다.

이와 같이 무윤활 압연 전후의 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value)와 절대값  $\Delta r$ -값이 변하는 이유는 Fig. 2 와 3 의 극점도와 ODF 에서 알 수 있듯이 초기시편의 집합조직은 무질서조직과 입방 집합조직의 상태에서 90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 집합조직은  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달하여 일어난 현상이다[1]. 따라서 무윤활 압연 후 열처리에 의하여 AA3003 알루미늄의 성형성을 좋게 하는 집합조직을 얻을 수 있었으며 그 결과 초기 시편보다 평균 소성변형비를 2 배 정도 향상 시킬 수가 있었다.

#### 4. 결론

AA3003 알루미늄 합금을 무윤활 상태로 90%

압연한 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

(1) AA3003 알루미늄 판재를 500 °C 에서 2 시간 동안 어닐링하여 균질화 처리한 초기시편의 성형성의 척도인 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value)는 0.53 이고 90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리한 시편의 평균소성변형비( $\bar{r}$ -value)는 1.01 로서 90% 무윤활 압연 후 300°C 에서 20 분 동안 열처리 함으로서 평균 소성변형비가 약 2 배 증가됨을 알 수 있었다.

(2) AA3003 알루미늄 합금을 무윤활 압연 후 열처리한 시편의 평균 소성변형비( $\bar{r}$ -value) 증가는 비윤활 압연과 열처리시 발생한  $\beta$ -fiber 형태 집합조직이 발달하여 일어난 현상으로 해석 할 수 있었다.

#### 감사의 글

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

## 참 고 문 헌

- [1] P. H. Lequeu and J. J. Jonas, 1988, Modeling of the plastic anisotropy of textured sheet, *Metal. Trans. A*, Vol. 19A, p. 105.
- [2] M. Hatherly and W. B. Hutchinson, 1979, *An Introduction to Textures in Metals*, Institution of Metallurgists, London.
- [3] J. Hirsch and 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, pp. 2883-2904.
- [4] A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, 1989, *Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications*, Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 31, Academic Press.
- [5] T. Kamijo and H. Fukutomi, 1995, In microstructural and crystallographic aspects of recrystallization (edited by N. Hansen, D. J. Jensen, Y. L. Liu and B. Ralph) Riso National Laboratory, Roskilde, Denmark, p. 377.
- [6] C.-H. Choi, K.-H. Kim, S.-Y. Jeong and D. N. Lee, 1997, Analysis of texture in aluminum alloy sheets rolled using asymmetric roll, *J. of Korean Inst. Met. Mater.* Vol. 35/4, p. 429.
- [7] K. J. Kim, H.-T. Jeong, K. S. Shin and C.-W. Kim, 2007, Texture evolution of rolled AA5052 alloy sheets after annealing, *J. Mater. Process*, Vol 187-188, pp. 578-581.
- [8] S. Akramov, M. G. Lee, I. Kim, D. Y. Sung and B. H. Park, 2005, The Texture of 1050 Al Sheet Produced by Equal Channel Angular Pressing, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 475/479, p. 417.
- [9] S. Akramov, M. G. Lee, I. Kim, D. Y. Sung, B. H. Park and I. Kim, 2005, R-Value and Texture Change of AA 1050 Al Alloy Sheet by Equal Channel Angular Pressing, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 495/497 p. 803.
- [10] S. Akramov, I. Kim, M. G. Lee and B. H. Park, 2006, Sheet Formability of AA 1050 Al Alloy Sheet by Equal Channel Angular Pressing of Route C Type, *Sol. State Phenom.*, Vol. 116/117, p. 324.
- [11] S. Akramov, I. Kim and N. J. Park, 2007, Texture and Formability of Frictionally Rolled AA 1050 Aluminum Alloy Sheets, *Adv. Mater. Research*, Vol. 26/28, p. 393.
- [12] I. Kim, S. Akramov and H. B. Jeong, 2009, Texture and Formability Development of Asymmetry Rolled AA3003 Al Alloy Sheet, *Mod. Phys. letter B*, in press.
- [13] I. Kim, S. Akramov, H. B. Jeong and T. K. No, 2009, Texture Development and Drawability of Frictional Rolled AA 5052 Al Alloy Sheet, *Mod. Phys. letter B*, in press.
- [14] S. Akramov and I. Kim, 2009, Texture analysis and r-value variation after severe shear deformed and hear treated Al alloy sheets, *J. of Physics*, in press.
- [15] H. J. Bunge, 1982, *Texture Analysis in Material Science*, Butterworth, Guildford, UK.