

심한 전단변형(ECAP)과 열처리한 알루미늄 AA 1050 합금 판재의 소성변형비와 집합조직

Saidmurod Akramov, 이민구, *김인수, 박병헌

Texture and Plastic deformation of the Severe Ecaped and Heatreated AA 1050 Aluminum Alloy Sheet

S. Akramov, M.K.Lee, I.KimK. B.H.Park

Abstract

A study on the microstructure and the texture of the samples after ECAP and subsequent heat treatment has been carried out. The specimens after ECAP showed a very fine grain size, a decrease of $\langle 100 \rangle // ND$, and an increase of $\langle 111 \rangle // ND$ textures. The $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{123\}\langle 634 \rangle$, $\{110\}\langle 001 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{110\}\langle 111 \rangle$, and $\{013\}\langle 231 \rangle$ texture components were increased in the specimens after the ECAP and subsequent heat-treatment at $400^\circ C$ for 1 hour. One of the most important properties in sheet metals is formability. The r-value or plastic strain ratio has been used as a parameter that expresses the formability of sheet metals. The change of the plastic strain ratios after the ECAP and subsequent heat-treatment conditions has been investigated and it was found that they were two times higher than those of the initial Al sheets. This could be attributed to the formation above texture components through the ECAP and subsequent heat-treatment.

Keywords: Equal channel angular pressing (ECAP), Severe shear deformation, Texture, Microstructure, R-value, Plastic strain ratio, Formability

1. 서론

ECAP는 심한 전단변형에 의하여 서브미크론 또는 나노크기의 결정립을 만들어 높은 경도를 갖는 재료를 만들 수 있는 가공공정이다[1-6].

ECAP한 재료는 높은 전위 밀도와 많은 아결정립계 및 비평형 배열 등을 포함하고 있다[7].

많은 연구자들이 지난 십여 년간 부피형태의 ECAP한 재료의 물리적 성질과 기계적 성질의 변화에 대하여 관심을 갖고 연구하였다.

그러나 극소수의 연구자들이 ECAP 한 판재의 집합조직의 변화에 대하여 연구하였다[8-13]. 판재성형에서 판재의 집합조직을 아는 것이 매우 중요하다. 왜냐하면 판재의 성형성은 그 집합조직의 영향을 받기 때문이다.

이 연구는 심한 소성변형을 받은 ECAP한 AA

1050 알루미늄 합금의 미세 조직의 변화, 경도 및 집합조직의 변화에 대하여 관찰하였다. 또한 ECAP한 알루미늄 판재를 열처리하여 소성변형비(또는 r-value)를 측정함으로써 ECAP한 판재의 성형성과 귀 발생(earring) 현상들을 연구하고자 한다.

2. 실험 방법

심한 소성변형을 얻기 위하여 공업용 AA 1050 알루미늄 합금의 판재를 이용하여 ECAP 하였다. 알루미늄 판재의 압연 방향을 따라 초기 시편의 크기는 $35\text{mm} \times 15\text{mm} \times 2\text{mm}$ 인 판재를 절단하여 EACP를 하는데 사용하였다. ECAP하기 전에 판재는 $550^\circ C$ 에서 2 시간 균질화 열처리하여 사용하였다. 설명의 편의를 위하여 이 시편을 초기시편(initial

specimen)이라 이름을 붙였다. ECAP 급형은 90°의 curvature angle (Ψ) 과 20°의 oblique angle (Φ)로 설계하였으며 판재의 두께는 2 mm 로 하여 상온에서 2 mm/sec 의 속도로 시편을 회전하지 않는 route A 로 판재 가공하였다. 초기시편(initial specimen)은 ECAP 급형에서 4 번 통과하였고 매번 통과한 후 시편의 경도와 광학 현미경 조직사진 및 집합조직 등을 측정하였다. 또한 매번 통과 한 시편을 100°- 400° C 에서 1 시간 동안 열처리한 후 시편의 경도와 광학 현미경 조직사진, 집합조직 및 소성변형비 등을 측정하였다. 경도 값을 얻기 위하여 하중을 300 g 로 하여 마이크로 비커스 경도기를 이용하였다. ECAP 한 시편의 열처리 전후의 시편의 집합조직은 표면으로부터 1/4 깊이에서 (111), (200), and (220) 면의 X-ray texture goniometer 를 이용하여 극점도를 측정하였다. 극점도를 측정 한 후 Bunge [14] 가 제안한 급수전개 방법에 의하여 3 차원 orientation distribution functions (ODFs, $f(g)$) 을 전개하여 집합조직 분석에 사용하였다. 소성변형비 또는 r-value 는 ECAP 한 방향에 대하여 0°, 45°, 90°(180°), 및 135° 방향으로 인장을 제작하여 인장시험 후 길이와 폭방향의 변형률을 측정하여 얻었으며 평균소성변형비 (r -value) 와 Δr -value 를 얻었다. 평균소성변형비 (r -value) 는 $r = (r_0 + 2r_{45} + 2r_{90} + 2r_{135} + r_{180}) / 8$ 식에 바탕을 두고 계산하였으며 Δr -value 는 $\Delta r = (r_0 - r_{45}) + (r_{90} - r_{135}) + (r_{180} - r_{135}) / 4$ 에 바탕을 두고 계산하였다. 여기서 $r_0, 45, 90, 135,$ and 180 는 ECAP 방향에 대하여 0°, 45°, 90°, 135° 및 180° 방향으로의 소성변형비 (r -value)를 의미한다.

3. 결과 및 고찰

그림 1 은 ECAP 한 시편 측면의 표면에서 얻은 광학현미경 주직 사진이다. 초기시편에서는 등축상경의 결정립으로 되어 있는 것을 알 수 있지만 ECAP 한 후 ECAP 방향에 대하여 15-20 도 정도로 결정립이 길게 늘어져 있음을 알 수 있었다. 그리고 ECAP 통과 회수가 증가함에 따라 결정립은 더욱 미세하게 되었으며 경도도 증가 함을 알 수 있었다.

그림 2 는 (a) 초기시편, (b) 4 번 통과 ECAP 한 시편, (c) 4 번 통과 ECAP 한 후 200° C / 1 시간 어닐링한 시편 및 (d) 4 번 통과 ECAP 한 후 400° C / 1 시간 어닐링한 시편의 ((111), (200) 및 (220) 극점도를 측정 한 결과이다. 그림 2 의

(b) 4 번 통과 ECAP 한 시편에서 {001}<100> cube component 가 매우 감소함을 알 수 있었으며 이는 ECAP 하는 동안 초기 시편의 {001}<100> cube component 가 심한 소성변형으로 사라졌음을 알 수 있었다. 4 번 통과 ECAP 한 후 200° C 와 400° C / 1 시간 열처리한 시편에서 {001}<100> cube component 가 사라지고 다른 집합조직으로 변화가 일어났음을 알 수 있다.

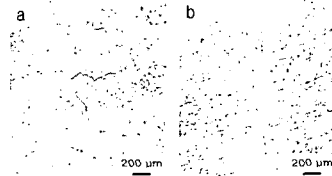


Fig.1. Optical micrographs obtained from the side surfaces of Al sheet; (a) initial Al sheet, and (b) 4 passes ECAPed

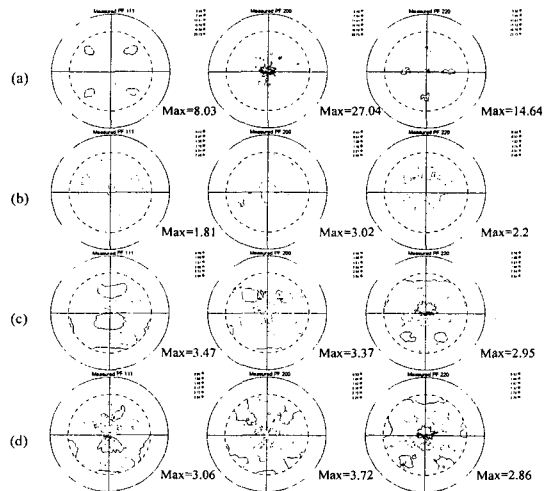


Fig. 2. (111), (100), and (220) pole figures; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour.

그림 3 은 ((111), (200) 및 (220) 극점도를 이용하여 방위분포함수(ODF)로 전개한 결과이다. 여기서 방위분포함수의 전개는 변형 후 시편의 대칭을 고려하여 삼사정계 (triclinic type) 를 이용하여 전개하였다. 초기시편인 그림 3 의 (a) 에서 극점도 시편에서와 마찬가지로 매우 강한 {001}<100> cube component 가 잘 나타나 있으며 (b) 4 번 통과 ECAP 한 시편에서 {001}<100> cube component 가 크게 감소하였음을 알 수 있었고 {001}<110> rotated cube 와 {110}<110> rotated

Goss component 가 관찰되었다. 그림 3 의 (d)인 400° C / 1 시간 어닐링한 시편에서 {013}<001>, and {013}<231> components 가 관찰되었다.

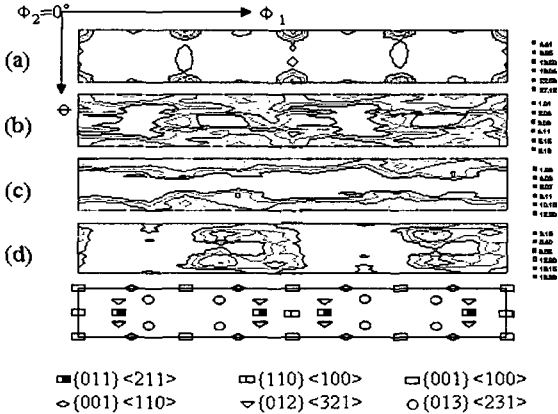


Fig.3. Orientation Distribution Functions (ODFs) obtained from as ECAPed and annealed Al sheets; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour.

그림 4 에는 ECAP 통과 회수에 따른 집합조직 성분의 양적 변화를 분석하기 위하여 방위분포함수 ODFs ($f(g)$)의 강도를 시편의 조건에 따라 비교한 그림이다. 초기시편에서 {001}<100> cube component 가 잘 발달되었으나 ECAP 통과 1 회에서 크게 감소함을 보이고 있으며 200° C / 1 시간과 400° C / 1 시간 어닐링한 시편에서 증가하고 있음을 보여 주고 있다. Shear texture components, {111}<110> and {111}<112> 는 4 번 통과한 ECAP 에서 증가하였으며 {111}<110> 성분은 200° C and 400° C / 1 시간 어닐링한 시편에서 거의 사라지는 것을 알 수 있었으며 {111}<112> 성분은 400° C / 1 시간 어닐링한 시편에서 증가함을 알 수 있었다. S component, {123}<634>, Goss component, {110}<001>, Cu component, {112}<111>, Goss/Brass component, {110}<111> 및 {013}<231> component 는 또한 400° C / 1 시간 어닐링 조건에서 증가함을 알 수 있었다.

그림 5 는 ECAP 방향에 따른 함수로서 소성변형비의 측정 결과를 정리한 것이다. 초기시편의 소성변형비는 ECAP 방향에 대하여 0°, 90°, 및 180° 각도에서 귀발생 현상이 일어남을 알 수 있다. angle to ECAP direction. 그러나 어닐링한 시편에서는 ECAP 방향에 대하여 45° 및 135° 각도에서

귀발생 현상이 일어남을 알 수 있다. 초기시편의 소성변형비는 ECAP 방향에 대하여 0°, 90°, 및

180° 각도에서 귀발생 현상이 일어나는 것은 S component {123}<634>, Cu component {112}<111> 및 Goss/Brass component {110}<111> 집합조직과 관계가 있으며 어닐링한 시편에서는 ECAP 방향에 대하여 45° 및 135° 각도에서 귀발생 현상이 일어남을 texture [15,16]를 알 수 있다. angle to ECAP direction. 그러나 어닐링한 시편에서는 ECAP 방향에 대하여 45° 및 135° 각도에서 귀발생 현상이 일어남은 cube component {001}<100> 및 Goss component {110}<001> 집합조직과 관계가 있음을 알 수 있다[15,16].

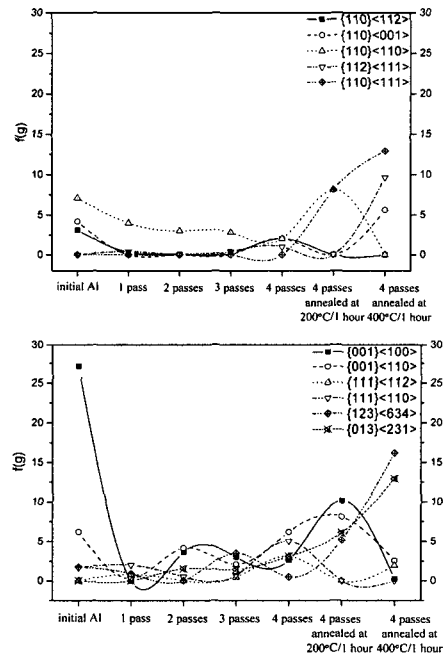


Fig.4. The variations of various types of texture components obtained from the ODFs of the 1/4 depth thickness of initial Al sheet, and the ECAPed and subsequent annealed Al sheets.

표 1 은 그림 4 에서 얻어진 결과를 바탕으로 평균 소성변형비 (r -value) 와 Δr -value 를 계산하여 종합한 것이다. ECAP 한 후 400° C / 1 시간 어닐링한 시편의 평균 소성변형비는 초기시편의 2 배 정도가 됨을 알 수 있었다. 여기서 400° C / 1 시간 어닐링한 시편의 평균소성변형비가 증가한 것은 {111}<112>, {123}<634>, {110}<001>, {112}<111> 및 {110}<111> 집합조직 성분이 증가

하여 나타난 결과라고 판단 된다[15,16].

ECAP 한 후 어닐링한 시편의 Δr -value 는 초기시편의 값보다 낮게 나타난 것은 $\langle 100 \rangle // ND$ 집합조직 성분이 감소하고 $400^\circ C / 1$ 시간 어닐링한 시편에서 혼합된 집합조직이 발달하여 일어났다고 판단 된다.

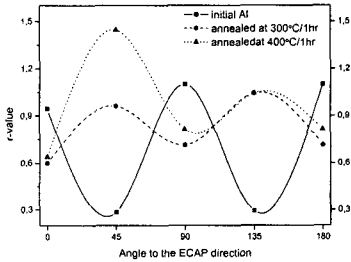


Fig 5. The variation of measured r-value as a function of ECAP direction for the initial Al sheet, and the ECAPed and subsequent annealed Al sheets.

Conditions of samples		Initial specimen (550°C/2 hrs)	4 passes and heat treated (300°C / 1 hr)	4 passes and heat treated (400°C / 1 hr)
r value	0°	0.946	0.599	0.64
	45°	0.285	0.967	1.446
	90°	1.1	0.713	0.813
	135°	0.293	1.043	1.042
	180°	1.1	0.713	0.813
\bar{r}		0.502	0.845	1.007
$ \Delta r $		0.773	0.321	0.474

Table.1. The variation of r-value, \bar{r} , and $|\Delta r|$ of the ECAPed and subsequent heat-treated Al sheets

4. 결론

1. 초기시편에서 강한 $\{001\}\langle 100 \rangle$ cube component 집합조직을 나타냈으나 1번 통과 후 매우 크게 감소하였으며 4번 통과 후에 $\langle 111 \rangle // ND$ shear component 가 증가 하였고 $400 C / 1$ 시간 어닐링 한 후에 $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{123\}\langle 634 \rangle$,

$\{110\}\langle 001 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{110\}\langle 111 \rangle$ 및 $\{013\}\langle 231 \rangle$ 집합조직 성분이 증가하였다.

2. ECAP한 후 어닐링한 시편의 소성변형비와 평균소성변형비는 초기시편 보다 증가하였으며 Δr -value 는 초기시편보다 ECAP한 후 어닐링한 시편에서 낮게 왔는데 이는 집합조직의 변화와 관련 지어 설명 할 수 있었다.

참고 문헌

- [1] V.M. Segal, Mater. Sci. Eng. Vol. A197 (1995), p. 157
- [2] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, Metall. Mater. Trans. Vol. 29A (1998), p. 2503
- [3] K. Nakshima, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, Mater. Sci. Eng. Vol. A281 (2000), p. 8
- [4] J.-Y. Chang and J. S. Yoon, J. Kor. Inst. Met. & Mater. Vol. 40(12) (2002), p. 1309
- [5] M. Furukawa, Z. Horita, and T.G. Langdon, Met. Mater. Int. Vol. 9 (2003), P. 141
- [6] I.V. Alexandrov, A.A. Dubravina, A.R. Kilmametov, V.U. Kazykhanov, and R.Z. Valiev, Met. Mater. Int. Vol. 9, (2003), p. 151
- [7] J.S. Hayes, R. Keyte and P.B. Prangnell, Mater. Sci. Technol. Vol. 16 (2000), p. 1259
- [8] Y. Saito, H. Utsunomiya, H. Suzuki and T. Sakai, Scripta Mater. Vol. 42 (2000), p. 1139
- [9] J.-H. Han, H.-K. Seok, Y.-H. Chung, M.-C. Shin, Mater. Sci. Eng. Vol. A323 (2002), p. 342
- [10] J.-H. Han, H.-K. Seok and J.-Y. Suh, Acta Mater. Vol. 50 (2002), p. 4005
- [11] H.-D. Kim, M.-Y. Huh, N.-J. Park, and Y.H. Chung, Met. Mater. Int. Vol. 9 (2003), P. 413
- [12] Q. Jining, J.-H. Han, Z. G. Guoding and J.-C. Lee, Scripta Mater. (2004), p. 185
- [13] S. Akramov, M.G. Lee, I. Kim, D.Y. Sung, and B.H. Park, Mater. Sci. Forum Vol. 475-479 (2005), p. 417
- [14] H.J. Bunge: *Texture Analysis in Materials Science*, translated by P.R. Morris (Butterworths, London 1982, p. 337)
- [15] P.H. Lequeu and J.J. Jonas, Metall. Trans. Vol. 19A (1988), p. 105
- [16] H.-T. Jeong, Kang Nung University, Private communication