

ECAP 로 심한 전단 소성변형한 후 열처리한 AA 1050 알루미늄 합금 판재의 집합조직과 소성변형비

Saidmurod Akramov¹ · 이민구¹ · 김인수[#] · 박병현¹

Texture and Plastic Strain Ratio of the Severe Shear Deformed with ECAP and Heat-treated AA 1050 Aluminum Alloy Sheet

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

(Received May 12, 2005)

Abstract

A study on the microstructure, the texture and the formability of the samples after ECAPed and subsequent heat-treated AA 1050 aluminum alloy sheet have been carried out. The specimens after the 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° C for 1 hour. One of the most important properties in sheet metals is formability. The r-value or plastic strain ratio has was as a parameter that expressed the formability of sheet metals. The change of the plastic strain ratios after the ECAP and subsequent heat-treatment conditions were 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 of AA 1050 Aluminum alloy sheet.

Key Words: Equal Channel Angular Pressing(ECAP), Severe Shear Deformation, Texture, Microstructure, R-value, Plastic Strain Ratio, Formability

1. 서 론

Equal Channel Angular Pressing(이하 ECAP)은 심한 전단 소성변형에 의하여 서브미크론 또는 나노 크기의 결정립을 만들어 높은 경도를 갖는 재료를 만들 수 있는 새로운 가공공정 중의 하나이다[1~6]. ECAP한 재료는 심한 전단 변형으로 내부에 높은 전위 밀도와 많은 아결정립계 및 비평형 배열 등을 갖는다[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 연구하였으며[8-14] 이중에서도 판재의 성형성 실험에 대한 연구는 더욱 적은 상태이다. 여기서 판재에서 성형성은 금속판재의 중요한 기계적 성질 중의 하나인데 판재의 성형성 변화는 집합조직을 아는 것이 매우 중요하다. 왜냐하면 판재의 성형성은 그 집합조직의 영향을 받기 때문이다.

이 연구는 심한 전단 소성변형을 받은 ECAP한 AA 1050 알루미늄 합금의 미세 조직의 변화, 경도 및 집합조직의 변화에 대하여 관찰하였다. 또한 ECAP한 알루미늄 판재를 열처리하여 소성변형비

1. 금오공과대학교 신소재시스템공학부

교신저자: 금오공과대학교 신소재시스템공학부,

E-mail: iskim@kumoh.ac.kr

(또는 r-value)를 측정 함으로서 ECAP한 후 열처리한 AA 1050 알루미늄 합금 판재의 성형성과 귀발생(earring) 현상들을 연구하였다.

2. 실험 방법

심한 전단 소성변형을 얻기 위하여 공업용 AA 1050 알루미늄 합금의 판재를 이용하여 ECAP 하였다.

알루미늄 판재의 초기시편은 압연 방향을 따라 35mm×15mm×2mm 크기의 판재로 절단하여 ECAP를 하는데 사용하였다. ECAP하기 전에 절단된 판재는 각각 550 °C에서 2 시간 균질화 열처리한 후 ECAP하는데 사용하였다. 설명의 편의를 위하여 550 °C에서 2 시간 균질화 열처리한 시편을 초기시편(initial specimen)이라 이름을 붙였다. ECAP 금형은 90°의 curvature angle (Ψ)과 20°의 oblique angle (Φ)로 설계하였으며 판재의 두께는 2mm로 하여 상온에서 2mm/sec의 속도로 시편을 회전하지 않는 route A 방법으로 판재 가공 하였다. 초기시편(initial specimen)은 ECAP 금형에서 4회 까지 통과하였고 매 회 통과한 후 각각 시편의 경도와 광학 현미경 조직사진 및 집합조직 등을 측정하였다. 또한 매 회 통과한 시편을 100°- 400°C에서 1 시간 동안 열처리한 후 각각 시편의 경도와 광학 현미경 조직사진, 집합조직 및 소성변형비 등을 측정하였다. 경도 값을 얻기 위하여 하중을 300 g로 하여 마이크로 비커스 경도기를 이용하였다. ECAP한 시편의 열처리 전과 후의 시편의 집합조직은 판재표면과 판재표면으로부터 1/4 깊이에서 집합조직을 측정하는 X-ray goniometer를 이용하여 (111), (200), 및 (220) 면의 극점도를 측정하였다. 극점도를 측정한 후 Bunge[15]가 제안한 급수전개 방법에 의하여 3차원 orientation distribution functions (ODFs, $f(g)$)을 전개하여 집합조직 분석에 사용하였다. 소성변형비 또는 r-value는 ECAP한 방향에 대하여 0°, 45°, 90°(180°), 및 135° 방향으로 인장시편을 제작하여 인장시험 후 길이와 폭 방향의 변형률을 측정하여 평균소성변형비 (\bar{r} -value)와 Δr -value를 얻었다. 평균소성변형비 (\bar{r} -value)는 $r = (r_0 + 2r_{45} + 2r_{90} + 2r_{135} + r_{180}) / 8$ 식에 바탕을 두고 계산하였으며 Δr -value는 $\Delta r = (r_0 - r_{45}) + (r_{90} - r_{45}) + (r_{90} - r_{135}) + (r_{180} - r_{135}) / 4$ 에 바탕을 두고 계산하였다. 여기서 $r_0, 45, 90, 135, 180$ 는 ECAP방향에 대하여 0°, 45°, 90°, 135° 및 180° 방향으로의 소성변형비 (r-value)를 의미한다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 ECAP한 시편 측면의 표면에서 얻은 광학현미경 조직사진이다. Fig. 1(a)의 초기시편에서는 등축상정의 결정립으로 되어 있는 것을 알 수 있지만 Fig. 1(b)와 (c)는 각각 3회와 4회 ECAP한 시편 측면의 조직사진으로 ECAP 방향에 대하여 15-20° 정도로 비스듬하게 결정립이 길게 늘어났으며 통과 회수가 증가함에 따라 결정립은 더욱 미세하게 됨을 보여주고 있다. Fig. 1(d)는 400° C/ 1 시간 어닐링한 시편으로 등축상정으로 다시 재결정이 일어났음을 보여 주고 있다.

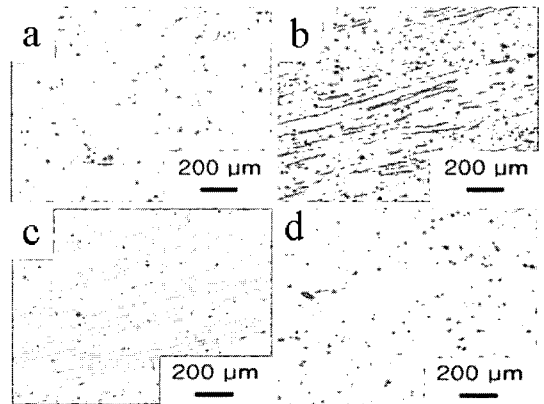


Fig. 1 Optical micrographs obtained from the side surfaces of Al sheet; (a) initial Al sheet, and (b) 3 passes, (c) 4 passes, (d) 4 passes and heat treated at 400°C/ 1 hour

Fig. 2는 (a) 초기시편, (b) 4회 ECAP한 시편, (c) 4회 ECAP한 후 200° C/ 1 시간 어닐링한 시편 및 (d) 4회 ECAP한 후 400° C/ 1 시간 어닐링한 시편의 판재표면 층의 (111), (200) 및 (220) 극점도를 측정된 결과이다. Fig. 3은 (a) 초기시편, (b) 4회 ECAP한 시편, (c) 4회 ECAP한 후 200° C/ 1 시간 어닐링한 시편 및 (d) 4회 ECAP한 후 400° C/ 1 시간 어닐링한 시편의 판재표면 층으로부터 1/4 깊이 층에서 (111), (200) 및 (220) 극점도를 측정된 결과이다. Fig. 2와 3에서 ECAP한 후 판재표면 층과 판재표면 층에서 1/4 깊이 층에서의 극점도가 달랐는데 이는 ECAP할 때 금형 벽과 시편의 마찰에 의한 영향 때문에 일어난 것이다. Fig. 2와 3의 (b) 4회 ECAP한 시편에서 $\{001\}\langle 100 \rangle$ cube component가 감소하여 사라졌는데 이는

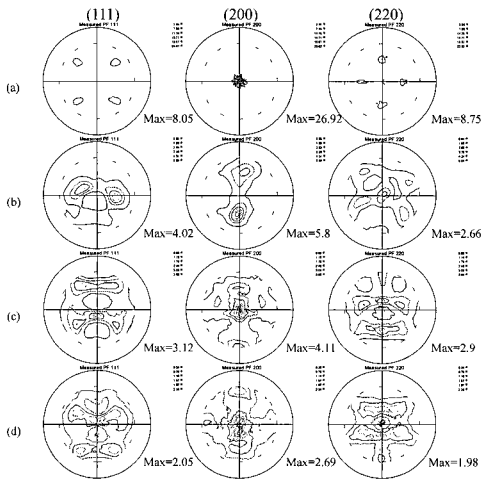


Fig. 2 (111), (200), and (220) pole figures obtained from surface; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour

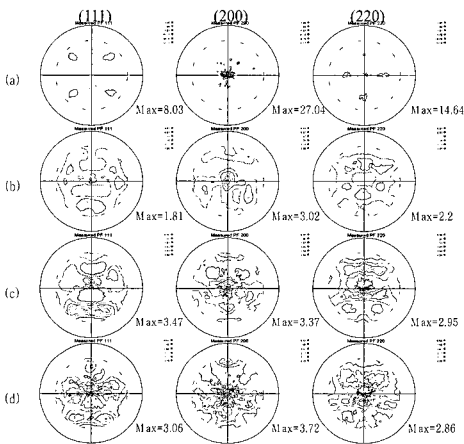


Fig. 3 (111), (200), and (220) pole figures obtained from 1/4 thickness; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour

ECAP하는 동안 초기 시편의 {001}<100> cube component 가 심한 전단 소성변형의 영향 때문에 일어난 현상으로 판단된다. Fig. 2와 3의 (c)와

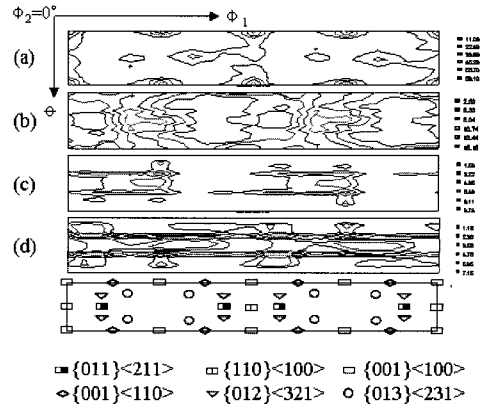


Fig. 4 Orientation Distribution Functions (ODFs) obtained from surface as ECAPed and annealed Al sheets; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour

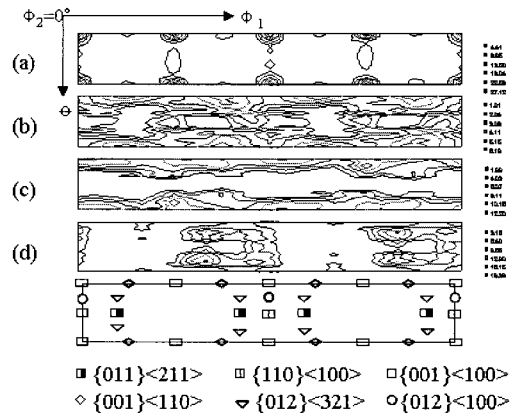


Fig. 5 Orientation Distribution Functions (ODFs) obtained from 1/4 thickness as ECAPed and annealed Al sheets; (a) initial Al sheet, (b) 4 passes ECAPed Al sheet, (c) 4 passes ECAPed and annealed at 200°C/1 hour, and (d) 4 passes ECAPed and annealed at 400°C/1 hour

(d)의 4회 ECAP한 후 각각 200° C 와 400° C / 1 시간 열처리한 시편에서 초기시편에서 보인 {001}<100> cube component 가 사라지고 다른 집합조직으로 변화가 일어났음을 알 수 있었다.

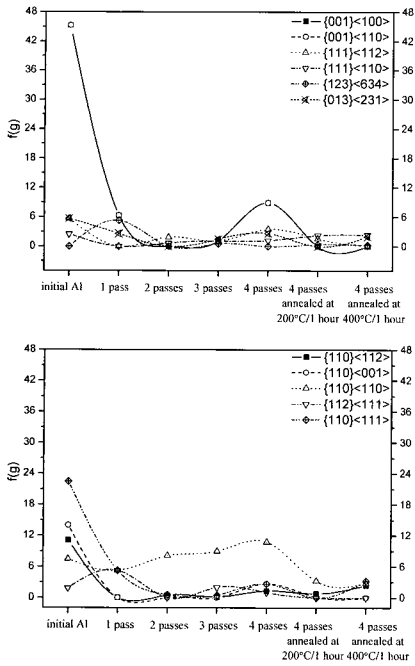


Fig. 6 The variations of various types of texture components obtained from the ODFs of the surface of initial Al sheet, and the ECAPed and subsequent annealed Al sheets

Fig. 4와 5는 Fig. 2와 3의 (111), (200) 및 (220) 극점도를 이용하여 각각 판재표면 층과 판재표면에서 1/4 깊이 층의 방위분포함수(ODF)로 전개한 결과이다. 여기서 방위분포함수의 전개는 변형 후 시편의 대칭을 고려하여 삼사정계 (triclinic type) 를 이용하여 전개하였다. Fig. 4와 5에서 ECAP한 후 판재표면 층과 판재표면 층에서 1/4 깊이 층에서의 방위분포함수가 달랐는데 극점도의 변화가 ECAP할 때 금형 벽과 시편의 마찰에 의한 영향 때문에 일어난 것으로 판단된다. 특히 ECAP 4회를 한 시편의 방위분포함수는 Fig. 4와 5의 (b)에서 {001}<100> cube component 가 크게 감소하였음을 알 수 있었고 판재표면 층으로부터 1/4 깊이에서 {001}<110> rotated cube 와 {110}<110> rotated Goss component 가 관찰되었다. Fig. 5의 (d)인 400° C/1시간 열처리한 시편에서 {013}<001>와 {013}<231> components 가 관찰되었다.

Fig. 6과 7에는 각각 표면 층과 표면으로부터 1/4 깊이 층의 ECAP 통과 회수에 따른 집합조직

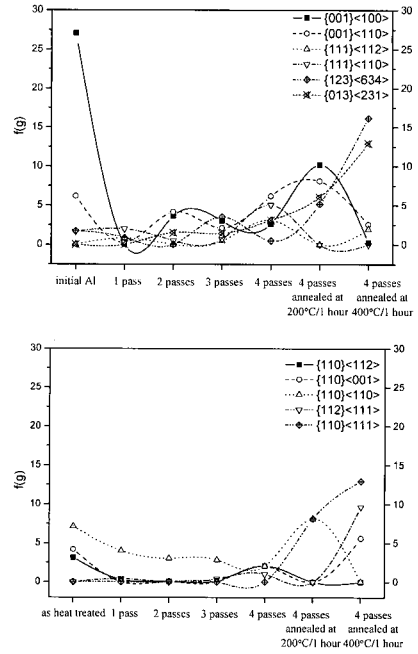


Fig. 7 The variations of various types of texture components obtained from the ODFs of the 1/4 thickness of initial Al sheet, and the ECAPed and subsequent annealed Al sheets

성분의 양적 변화를 분석하기 위하여 방위분포함수 ODFs(f(g))의 강도를 시편의 조건에 따라 비교한 Fig.이다. Fig. 6과 7에서 판재표면 층과 판재표면으로부터 1/4 깊이 층 모두 초기시편에서 {001}<100> cube component 가 잘 발달되었으나 ECAP 통과 1회에서 크게 감소함을 보이고 있으나 다른 집합조직 성분의 변화는 판재표면 층과 판재표면 층으로부터 1/4 깊이 층에서 다르게 나타남을 알 수 있다. 이는 ECAP 금형과 시편과의 마찰에 의하여 변형 모드가 달라졌기 때문이다. 특히 Fig. 7에서 {001}<100> cube component 가 200° C/ 1 시간 어닐링한 시편에서 증가하고 있음을 보여 주고 있으며 Shear texture components, {111}<110> 과 {111}<112> 는 4회 ECAP에서 증가하였으며 {111}<110> 성분은 200° C 과 400° C/ 1 시간 어닐링한 시편에서 거의 사라지는 것을 알 수 있었고 {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> component는 또한 400° C

1 시간 어닐링 조건에서 증가함을 알 수 있었다.

Fig. 8 은 4 회 ECAP 한 후 ECAP 방향에 따른 합수로서 소성변형비의 측정 결과를 정리한 것이다. 초기시편의 소성변형비는 ECAP 방향에 대하여 0°, 90°, 및 180° 각도에서 귀발생 현상이 일어남을 알 수 있다. 그러나 어닐링한 시편에서는 ECAP 방향에 대하여 45° 및 135° 각도에서 귀발생 현상이 일어남을 알 수 있다. 초기시편의 소성변형비가 는 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 cube component {001}<100> 와 Goss component {110}<001> [16,17]을 알 수 있다. 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 [16,17].

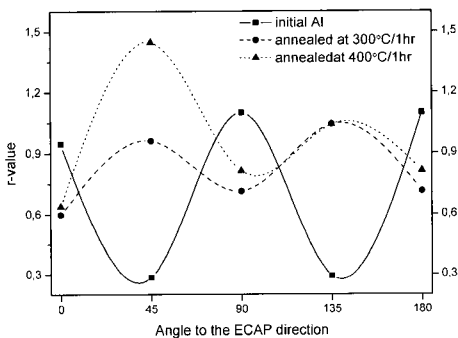


Fig. 8 The variation of measured r-value as a function of ECAP direction for the initial Al sheet, and the 4 passes ECAPed and subsequent annealed Al sheets

Table 1 은 ECAP 한 후 각각의 열처리 조건에서 얻어진 시편을 인장실험하여 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

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

시간 어닐링한 시편의 평균소성변형비가 증가한 것은 {111}<112>, {123}<634>, {110}<001>, {112}<111> 및 {110}<111> 집합조직 성분이 증가하여 나타난 결과라고 판단 된다[16,17].

ECAP 한 후 어닐링한 시편의 Δr -value 는 초기시편의 값보다 낮게 나타난 것은 <100> // ND 집합조직 성분이 감소하고 400° C/ 1 시간 어닐링한 시편에서 혼합된 집합조직이 발달하여 일어났다고 판단 된다.

4. 결론

(1) 초기시편에서 강한 {001}<100> 집합조직 성분은 1회 ECAP한 후 크게 감소하였다.

(2) 4 회 ECAP한 후 400 C/ 1 시간 어닐링 한 시편은 {111}<112>, {123}<634>, {110}<001>, {112}<111>, {110}<111> 및 {013}<231> 집합조직 성분이 증가하였다.

(3) 4회 ECAP한 후 어닐링한 시편의 평균소성변형비는 초기시편 보다 2 배 정도 증가하였으며 Δr -value 는 초기시편보다 ECAP한 후 어닐링한 시편에서 약 50% 낮아 졌는데 이는 집합조직의 변화와 관련 지어 설명 할 수 있었다.

참 고 문 헌

- [1] V. M. Segal, Mater. Sci. Eng. Vol. A197 (1995), p. 157.
- [2] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, Metall. Mater. Trans. Vol. 29A (1998), p. 2503.
- [3] K. Nakshima, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, Mater. Sci. Eng. Vol. A281 (2000), p. 8.
- [4] J.-Y. Chang, J. S. Yoon, J. Kor. Inst. Met. & Mater. Vol. 40(12) (2002), p. 1309.
- [5] M. Furukawa, Z. Horita, T. G. Langdon, Met. Mater. Int. Vol. 9 (2003), p. 141.
- [6] I. V. Alexandrov, A. A. Dubravina, A. R. Kilmametov, V. U. Kazykhanov, R. Z. Valiev, Met. Mater. Int. Vol. 9, (2003), p. 151.
- [7] J. S. Hayes, R. Keyte, P. B. Prangnell, Mater. Sci. Technol. Vol. 16 (2000), p. 1259.
- [8] Y. Saito, H. Utsunomiya, H. Suzuki, 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, J.-Y. Suh, Acta Mater. Vol. 50 (2002), p. 4005.
- [11] H.-D. Kim, M.-Y. Huh, N.-J. Park, Y. H. Chung, Met. Mater. Int. Vol. 9 (2003), p. 413.
- [12] Q. Jining, J.-H. Han, Z. G. Guoding, J.-C. Lee, Scripta Mater. (2004), p. 185.
- [13] S. Akramov, M. G. Lee, I. Kim, D. Y. Sung, B. H. Park, Mater. Sci. Forum Vol. 475-479 (2005), p. 417.
- [14] S. Akramov, M. G. Lee, I. Kim, D. Y. Sung, B. H. Park, I. Kim, Mater. Sci. Forum Vol. 495-497 (2005), p. 803.
- [15] H. J. Bunge: Texture Analysis in Materials Science, translated by P.R. Morris (Butterworths, London 1982, p. 337).
- [16] P. H. Lequeu, J. J. Jonas, Metall. Trans. Vol. 19A (1988), p. 105.
- [17] H.-T. Jeong, Kang Nung University, Private communication.