

비대칭 압연한 강판의 GOSS 방위 발달에 미치는 초기 집합조직의 영향

이철우¹ · 정효태² · 이동녕³ · 김인수^{1#}

Effect of Initial Texture on the Development of Goss Orientation of Asymmetrically Rolled Steel Sheets

C. W. Lee, H. T. Jeong, D. N. Lee, I. Kim

(Received November 7, 2019 / Revised January 2, 2020 / Accepted January 8, 2020)

Abstract

The Goss texture component of $\{110\}\langle 001\rangle$ is well known as one of the best texture components to improve the magnetic properties of electrical steel sheets. The small amount of the Goss texture component is obtained at the surface of the steel sheet by shear deformation due to friction between the steel sheet and the roll during conventional symmetric rolling. This study aims to identify a method to obtain high intensity of the Goss texture component not only at the surface but in the whole layer of the steel sheet by shear deformation of asymmetric rolling. Low carbon steel sheets, which have different initial texture, were asymmetrically rolled by about 50%, 70%, and 80%. The pole figures of the top, center, and bottom layers of the initial and asymmetrically rolled low carbon steel sheets were measured by an X-ray diffractometer. Based on the measured pole figures of these samples, the intensities of the main texture components were analyzed for the initial and asymmetrically rolled low carbon steel sheets. As a result, the initial low carbon steel sheet with the γ -fiber component showed a higher intensity of the Goss texture component in the whole layer than the steel sheet with other texture components after asymmetric rolling.

Key Words : Asymmetric Rolling; Pole Figure; Goss Texture; $\{110\}\langle 001\rangle$ texture; γ -fiber texture

1. 서론

Goss 집합조직은 강판의 판재 면에 평행한 면지수가 $\{110\}$ 이고 압연방향(Rolling direction, RD)에 평행한 방향지수가 $\langle 001\rangle$ 인 $\{110\}\langle 001\rangle$ 집합조직을 말한다. $\{110\}\langle 001\rangle$ 집합조직은 방향성 전기강판(Grain oriented electrical steel)에서 필수 집합조직이다. G. P. Goss 는 $\{110\}\langle 001\rangle$ 집합조직을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법을 개발 [1,2] 하였으며 따라서

$\{110\}\langle 001\rangle$ 집합조직을 Goss 집합조직이라 부르게 되었다. Goss 집합조직은 방향성 전기강판에서 요구하는 연자성(Soft magnetic) 요건인 높은 포화 자화, 낮은 보자력, 좁은 히스테리시스 루프(Hysteresis loop) 특성을 모두 나타내는 M-H 자화이력곡선을 얻을 수 있다. 그 이유는 $\{110\}\langle 001\rangle$ 집합조직(Goss 집합조직)에서 방향지수 $\langle 001\rangle$ 이 RD 방향에 평행하게 되어 있어 다른 어떤 방향보다 자화하기 쉬운 연자성 특성을 나타내기 때문이다 [3].

방향성 전기강판은 Si 가 함유된 Fe-Si 계 강판이고 변압기에 사용하기 때문에 Fe-Si 변압기 강판이라고 부른다. 방향성 전기강판의 생산공정은 G. P. Goss 가 개발 [1,2] 한 이래 계속 발달하고 있다. 그

1. 금오공과대학교 신소재공학부, 석사과정, #교수

2. 강릉원주대학교 신소재금속공학과, 교수

3. 서울대학교 재료공학부 및 RIAM, 교수

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

러나 방향성 전기강판의 제조방법은 제조사마다 비밀로 되어 있어 자세한 생산공정은 잘 알려져 있지 않고 있다.

현재 일반적으로 간단하게 알려진 방향성 전기강판을 제조공정은 다음과 같다. Fe 에 Si 를 첨가하고 결정립 성장 억제제(Inhibitor)를 넣어 미세한 AlN 과 MnS 등의 석출물이 생성이 되도록 주조하여 열간 압연(열연)한다. 열연 중에 압연 롤과 강판 사이의 마찰에 의한 전단변형으로 강판 표면에 {110}<001> 집합조직 즉 Goss 집합조직이 생기게 된다 [4-6]. 주조하고 열연한 방향성 전기강판은 냉간 압연(냉연)성을 개선하고 자기적 특성을 향상 시키기 위하여 1 차 어닐링한다. 이 때 Fe-Si 전기강판은 결정립 성장 억제제에 의하여 결정립 성장이 억제된다. 그 후 냉연으로 용도에 맞게 두께를 맞추고 탈탄 어닐링과 장시간 고온 2 차 재결정 어닐링을 하면 자기적 특성이 우수한 Goss 집합조직을 갖는 결정립으로 급격하게 성장하여 방향성 전기강판을 얻는다 [7]. 이와 같이 방향성 전기강판의 제조공정은 복잡하고 또한 높은 에너지 소비 공정이다.

방향성 전기강판의 Goss 집합조직은 열연에서 압연 롤과 강판 사이의 마찰에 의하여 강판 표면에 극히 미량 [4-6] 갖게 된 것을 2 차 재결정시 성장 시킨 것이다. 여기서 만약 Goss 집합조직을 강판 표면 층뿐만 아니라 강판 전체 두께 층에 도입할 수 있다면 방향성 전기강판을 제조하는데 보다 에너지 효율을 높일 수 있을 것으로 기대된다. 금속판재의 강판 전체 두께 층에 Goss 집합조직을 만드는 방법으로 비대칭 압연에 의한 전단변형을 고려할 수 있다.

강판에서 비대칭 압연의 전단변형에 의한 집합조직의 변화를 S. H. Lee 등 [8-9] 과 K. K. Um 등 [10] 이 연구하였다.

또 Nam 등 [11-14]은 강판 및 방향성 전기강판을 비대칭 압연하여 Goss 집합조직을 전체 두께 층에 얻을 수 있었다.

그러나 Nam 등 [11-14]의 연구 결과를 분석하면 강판을 비대칭 압연하였을 때 Goss 집합조직의 강도가 뚜렷하게 항상 증가하지 않았다는 것이다.

Park 등 [15] 도 극저탄소강판에서 전단변형 정도에 따른 Goss 집합조직 강도의 변화를 연구하였다.

앞선 연구자들 [8-15] 은 비대칭 압연과 전단변형으로 Goss 집합조직을 얻을 수 있다는 연구 결과를

얻었다. 그러나 초기(initial) 집합조직이 다른 상태의 원소재를 비대칭 압연 또는 전단변형을 전 후에 집합조직의 변화에 대한 연구를 하지 않았다.

따라서 본 연구는 Nam 등 [11-14] 의 연구 결과에서 규명하지 못한, 강판 및 방향성 전기강판을 비대칭 압연하였을 때 Goss 집합조직의 강도가 크게 증가하거나 증가하지 않았던 이유에 대하여 알아 보았다. 이것을 위하여 초기 집합조직이 다른 저탄소 강판 원소재를 사용하였고, 비대칭 압연 전후 시편의 Goss 집합조직의 강도 변화를 비교 분석하였다. 저탄소강판을 사용한 것은 앞선 연구결과에서 전기강판과 조성의 차이가 있으나 조성 차이가 변형집합조직의 발달거동에 미치는 영향이 크지 않았다 [11-14]. 따라서 저탄소강판 원소재를 이용한 본 연구결과는 추후 방향성 전기강판에 적용할 수 있는 기초 자료로 사용할 것이다.

2. 실험 방법

Table 1 에는 본 연구에서 사용한 Steel A (두께 2.39 mm), Steel B (두께 2.45mm) 및 Steel C (두께 1.93mm) 인 세 가지 원소재 저탄소강판의 화학조성을 정리하였다.

Table 1 Chemical composition of low carbon steel A, B and C (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Fe
A	0.005	0.020	0.210	0.013	0.004		Bal.
B	0.002	0.003	0.136	0.010	0.008		Bal.
C	0.001	0.002	0.090	0.005	0.005	0.002	Bal.

비대칭 압연기의 상부 롤과 하부 롤의 반지름(R)은 각각 75mm 이다. 상부 롤의 회전속도($V_1=0.06m/sec$)와 하부 롤의 회전속도($V_2=0.09m/sec$)의 비는 1.5 인 실험실용 장비를 사용하여 실험하였다. 비대칭 압연에서 상부 롤과 하부 롤의 속도비는 하나의 모터에서 기어비를 1.5 로 하여 구동함으로써 회전속도비가 정확하게 유지되도록 하였다.

Steel A 와 B, C 시편은 상온에서 비대칭 압연하였다. 각각의 시편은 최종 압하율까지 3 패스로 압연하였으며, 비대칭 압연을 할 때 시편에 반대의 전단 방향을 주기 위하여 시편이 압연 롤 사이를 매번 패스할 때 마다 압연방향(RD)을 축으로 180° 회전

[16] 하였다. 모든 비대칭 압연 패스는 롤과 판재 사이에 마찰계수를 증가시켜 전단변형을 잘 일으키기 위하여 무윤활 상태로 진행하였다.

Table 2 Total reductions of asymmetric rolled steel A, B and C sheets

Name of sample	Reduction (%)		
	Steel A	Steel B	Steel C
a	initial	initial	initial
b	52	52	51
c	67	67	72
d	81	81	82

Table 2 에 Steel A, B 및 C 시편의 initial 시편 및 비대칭 압연하여 압하율을 약 50%, 약 70% 와 약 80%로 하여 각각의 이름을 a, b, c 및 d로 하였다.

Table 2 에서 Steel A 인 비대칭 압연하기 전의 원소재의 이름을 sample a로 하고 초기(initial)로 표시하였다. initial 시편을 비대칭 압연으로 한 번 패스하여 압하율 52%인 상태를 sample b, sample b 시편을 RD 축으로 180°회전하고 다시 비대칭 압연하여 총 압하율 67%로 한 상태를 sample c, sample c 시편을 RD 축으로 180°회전하고 다시 비대칭 압연하여 총 압하율 81%로 한 상태를 sample d 라고 하였다. 이하 Steel B 와 Steel C 의 비대칭 압연하기 전의 소재인 initial 시편을 각각의 압하율로 비대칭 압연하여 Steel A 와 동일한 방법으로 이름을 붙였다. 여기서 Steel A, B 및 C 의 initial 시편의 두께가 달라서 각각의 시편에서 정확히 동일한 압하율을 얻기가 어려웠다. 그러므로 초기 상태가 다른 3 가지 initial 시편을 50%, 70% 및 80% 압하율로 전후로 비대칭 압연하였다. Table 2 의 각각 시편은 극점도를 측정하여 집합조직의 변화를 관찰하였다.

각각의 시편은 두께 층에 따라 집합조직이 변한다. 따라서 각각의 강판재 시편의 상부(위) 층, 중간 층 및 하부(아래) 층의 3 개 층에 대하여 X-Ray Diffractometer(XRD)를 이용하여 극점도를 측정하였다. 여기서 강판 두께의 중심부로부터 거리를 d, 강판의 두께를 t 라고 할 때, $s = 2d/t$ 라는 매개변수로 정의하여 3 개 층을 분류하였다. 이 때 $s = 1$ 은 강 판재의 위(top) 층 표면이고, $s = 0$ 는 강 판재의 중심(center) 층이며, $s = -1$ 은 강 판의 아래(bottom) 층 표면이다. 본

연구에서는 각 시편의 판재 표면을 평편하게 만들기 위하여 미세한 두께 층만 기계적 연마와 화학연마 하였다. 위 층 표면에 가까운 면인 $s = +0.9$, 중간 층 면 $s = 0$ 및 아래 층 표면에 매우 가까운 면인 $s = -0.9$ 층의 (110), (200) 및 (211)면 불완전 극점도를 측정하였다. 측정한 극점도는 사방정 대칭을 바탕으로 방위분포함수(Orientation Distribution Function: ODF) [17,18] 로 전개하였다. 위에서 얻어진 ODF 를 이용하여 완전 극점도를 얻고 실험 결과를 분석하였다.

3. 결과 및 토의

Fig. 1 은 Table 2 에서 제시한 강판 Steel A 의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각의 시편의 $S=+0.9$ 층, $S=0$ 층, $S=-0.9$ 층에서 (110), (200) 및 (211)면의 극점도를 측정하고 이들 중에서 (200)면 극점도만 정리한 결과이다.

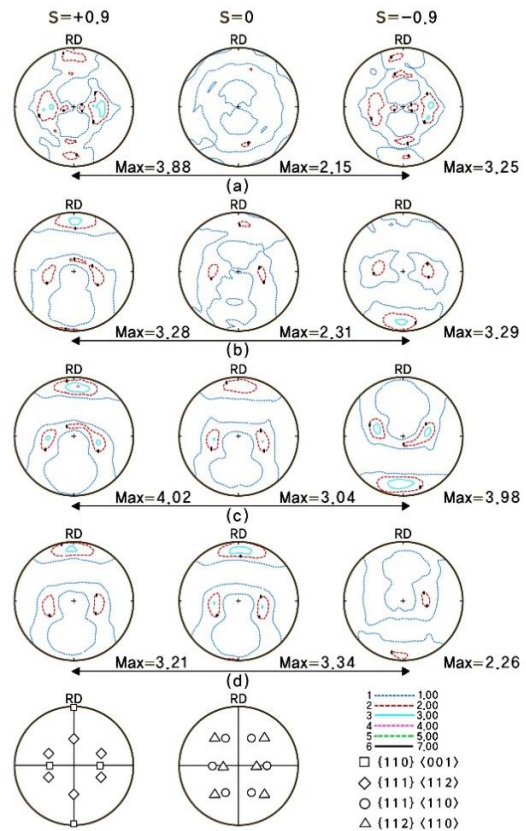


Fig. 1 The (200) pole figures for the near top surface($s=0.9$), the center plane($s=0$), and the near bottom surface($s=-0.9$) for steel A samples a through d. Max = the maximum intensity

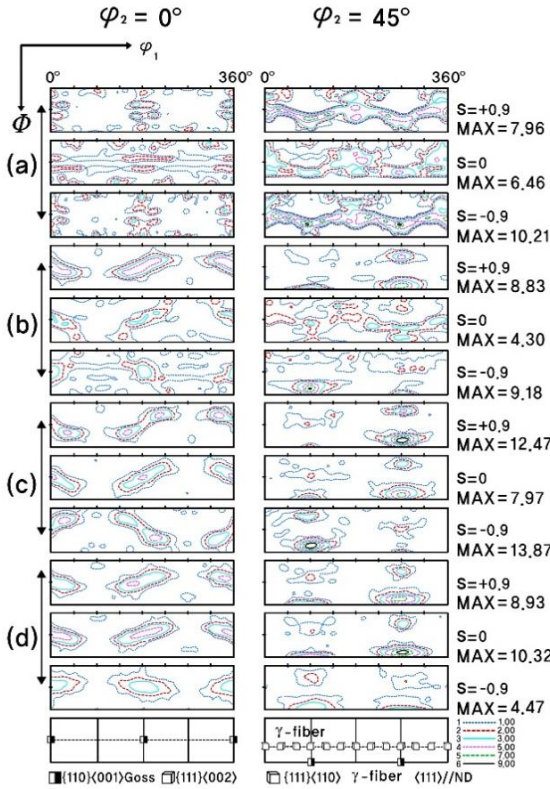


Fig. 2 ODFs ($\phi_2 = 0^\circ$ and 45° sections) for steel A samples a through d. Max = the maximum intensity

Fig. 2는 Fig. 1에서 측정된 강판 Steel A의 극점도를 바탕으로 전개한 ODF 중 $\phi_2=0^\circ$ 와 $\phi_2=45^\circ$ 단면에서 강도를 등고선으로 나타낸 것이다.

Fig. 3은 Fig. 2에서 제시한 ODF를 바탕으로 강판 Steel A의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각 $S=+0.9$ 층, $S=0$ 층 및 $S=-0.9$ 층에서 각 주된 집합조직 성분의 $f(g)$ 값의 강도 변화를 그래프로 나타낸 것이다. 여기서 $f(g)$ 는 집합조직의 발달 정도를 나타내는 ODF 강도 값이다.

이상의 실험결과에서 Fig. 1, 2 및 3의 각각 (a)는 Steel A의 initial 시편으로 강판의 모든 두께 층에서 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 성분과 γ -fiber 집합조직이 강하게 발달하였지만 Goss 집합조직 성분 강도는 매우 약했다. Fig. 1, 2 및 3의 (b), (c) 및 (d)는 Steel A의 initial을 각각 52%, 67% 및 81% 비대칭 압연한 시편으로 모두, 모든 층에서 Goss 집합조직 성분이 잘 발달하였다. 그러나 (b), (c) 및 (d)에서 $s = -0.9$ 보다 $s = +0.9$ 층에서 Goss 집합조직 성분이 약간 더 잘 발달하였다. 그 이유는 상부 롤의 속도가 하부 롤의 속도보

다 느린 관계로 마찰계수가 증가 [19] 하는 효과로 인하여 전단변형 효과가 크게 나타났기 때문으로 판단된다.

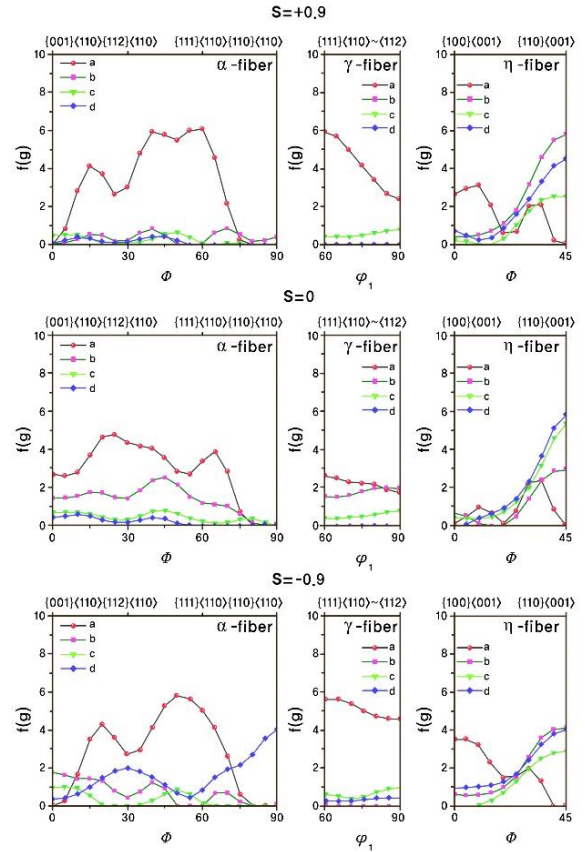


Fig. 3 Changes of main texture component according to rolling reduction at $S=0.9$, $S=0$ and $S=-0.9$ for steel A

Fig. 4는 Table 2에서 제시한 강판 Steel B의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각의 $S=+0.9$ 층, $S=0$ 층, $S=-0.9$ 층에서 (110), (200) 및 (211)면의 극점도를 측정하고 이들 중에서 (200)면 극점도만 정리한 결과이다.

Fig. 5는 Fig. 4에서 측정된 강판 Steel B의 극점도를 바탕으로 전개한 ODF 중 $\phi_2=0^\circ$ 와 $\phi_2=45^\circ$ 단면에서 강도를 등고선으로 나타낸 것이다.

Fig. 6은 Fig. 5에서 제시한 ODF를 바탕으로 강판 Steel B의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각 $S=+0.9$ 층, $S=0$ 층 및 $S=-0.9$ 층에서 각 주된 집합조직 성분의 $f(g)$ 값의 강도 변화를 그래프로 나타낸 것이다.

이상의 실험결과에서 Fig. 4, 5 및 6 의 각각 (a)는 Steel B 의 initial 시편으로 강판의 S=0 층에서 {001}<110> 성분과 {112}<110> 성분 강도가 약간 있고, Goss 집합조직 성분의 강도는 모든 두께 층에서 Steel A 보다 약간 높았다. 그러나 여기서는 Steel A 에서 잘 발달한 γ -fiber 집합조직 성분강도는 거의 나타나지 않았다. Steel B 의 (a) initial 시편은 전체적으로서는 무질서 집합조직 또는 Goss 집합조직이 약하게 발달한 상태이다. Fig. 4, 5 및 6 의 (b), (c) 및 (d) 는 Steel B 의 initial 시편을 각각 52%, 67% 및 81% 비대칭 압연한 시편으로 모두, 모든 두께 층에서 Goss 집합조직 성분의 강도가 크게 증가하지 않았으며 Steel A 보다 매우 낮았다. 여기서 Goss 집합조직 성분의 강도가 증가하지 않은 이유는 Goss 집합조직이 안정방위(stable orientation) [20] 이기 때문에

비대칭 압연 후, 전단변형을 받아도 다른 방위로 회직 성분의 강도가 증가하지 않은 이유는 Goss 집합조직이 안정방위(stable orientation) [20] 이기 때문에 비대칭 압연 후, 전단변형을 받아도 다른 방위로 회전 변형이 일어나지 않아서 증가하지 않은 것으로 판단된다. 그러나 S=0 층에서 Goss 집합조직 성분 강도가 증가하였다. 그 이유는 initial 시편을 첫 번째 52% 압하율로 비대칭 압연한 시편에서 S=0 층의 γ -fiber 집합조직 성분의 강도가 증가하였고 이 γ -fiber 집합조직 성분이 두 번째 및 세 번째 패스 비대칭 압연할 때 Goss 집합조직 성분 강도로 변형되어 일어난 현상으로 판단된다.

Fig. 7 은 Table 2 에서 제시한 강판 Steel C 의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각의 시편의 S=+0.9 층, S=0 층, S=-0.9 층에서 (110), (200) 및 (211)면의 극점도를 측정하고 이들 중에서 (200)면 극점도만 정리한 결과이다.

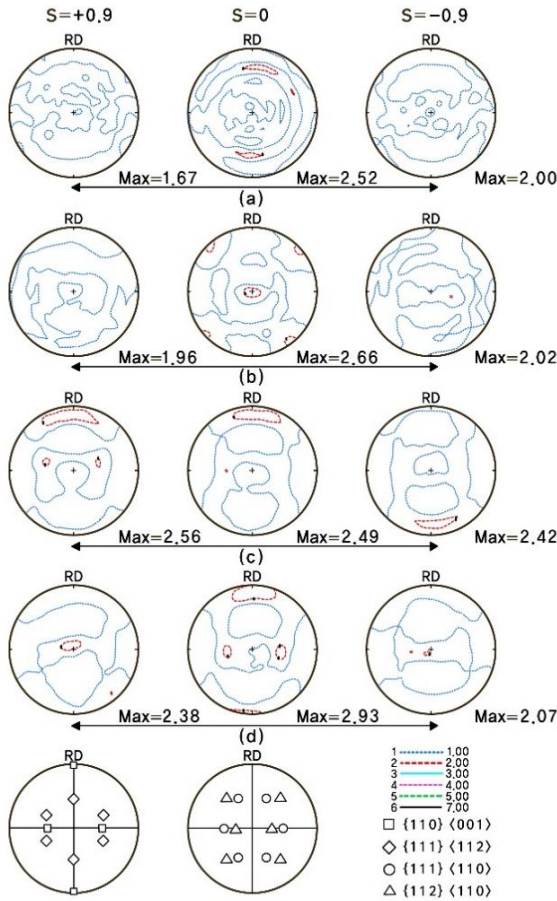


Fig. 4 The (200) pole figures for the near top surface(s=0.9), the center plane(s=0), and the bottom surface(s=-0.9) for steel B samples a through d. Max = the maximum intensity

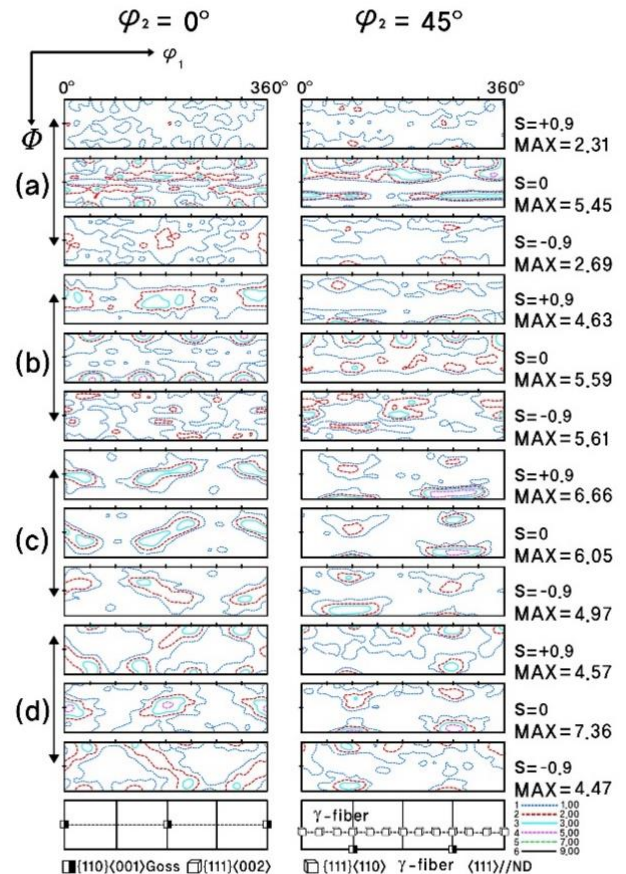


Fig. 5 ODFs ($\phi_2 = 0^\circ$ and 45° sections) for steel B samples a through d. Max = the maximum intensity

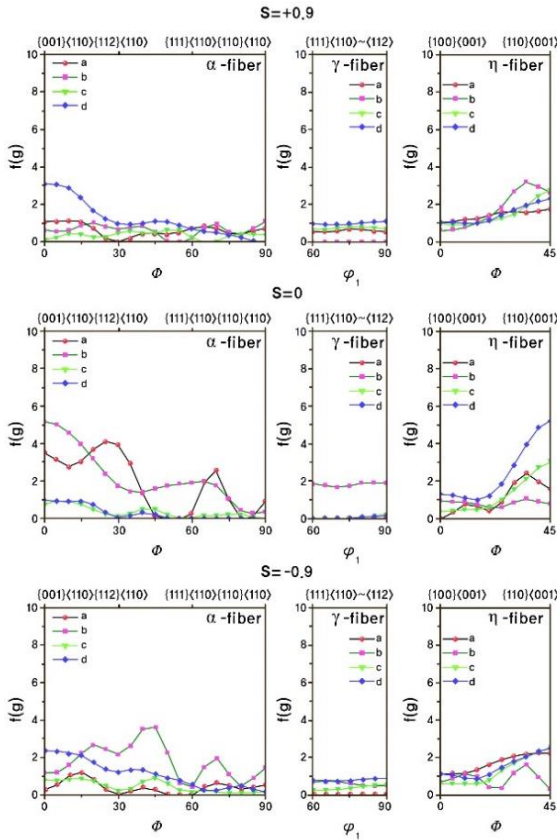


Fig. 6 Changes of main texture component according to rolling reduction at S=0.9, S=0 and S=-0.9 for steel B

Fig. 8 은 Fig. 7 에서 측정된 강판 Steel C 의 극점도를 바탕으로 전개한 ODF 중 $\phi_2=0^\circ$ 와 $\phi_2=45^\circ$ 단면에서 강도를 등고선으로 나타낸 것이다

Fig. 9 는 Table 2 에서 제시한 강판 Steel C 의 initial 시편과 비대칭 압연 압하율 변화에 따른 각각 S=+0.9 층, S=0 층 및 S=-0.9 층에서 각 주된 집합조직 성분의 f(g) 값의 강도 변화를 그래프로 나타낸 것이다.

이상의 실험결과에서 Fig. 7, 8 및 9 의 각각 (a)는 Steel C 의 initial 시편으로 강판의 모든 두께 층에서 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 성분과 매우 높은 γ -fiber 집합조직 성분이 강하게 발달하였지만 Goss 집합조직 성분 강도는 낮았다. Fig. 7, 8 및 9 의 (b), (c) 및 (d) 는 Steel C 의 initial 시편을 각각 51%, 72% 및 82% 비대칭 압연한 시편으로 (b) 시편을 제외하고 모든 두께 층에서 Goss 집합조직 성분이 잘 발달 한 것을 볼 수 있다. (b) 시편의 S=0.9 와 S=0 층에서 γ -fiber 집합조직 성분이 회전하지 않고 남아있다. 그러나 (c) 72% 압하

율과 (d) 82% 압하율에서는 오히려 S=0.9 층 및 S=0 층에서 Goss 집합조직 성분이 높아 졌다. 여기서 Fig. 9 에서도 Fig. 3 과 마찬가지로 S=+0.9 층의 Goss 집합조직 강도가 S=-0.9 층의 강도보다 높았다. 그 이유는 상부 롤의 속도가 하부 롤의 속도보다 느린 관계로 마찰계수가 증가 [19] 하는 효과로 인하여 전단변형 효과가 크게 나타났기 때문으로 판단된다.

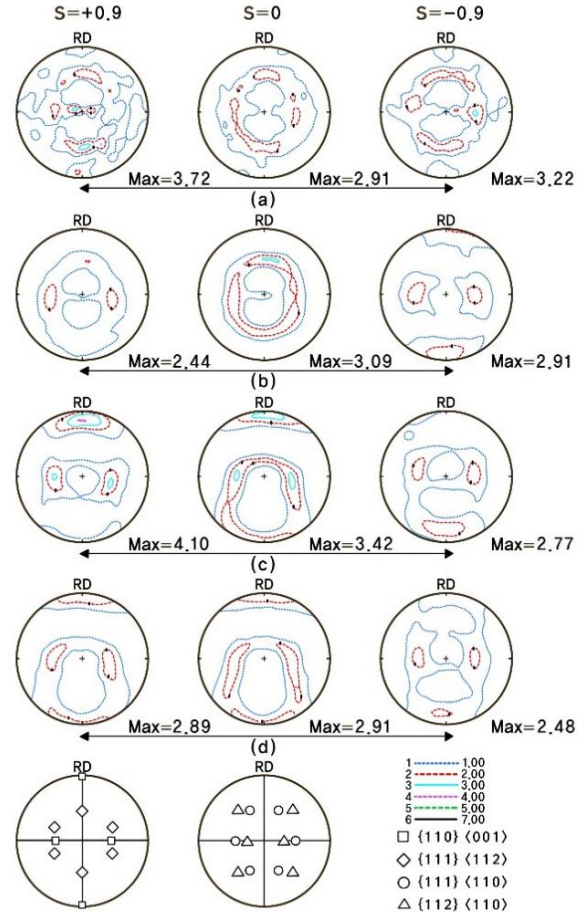


Fig. 7 The (200) pole figures for the near top surface(s=0.9), the center plane(s=0), and the bottom surface(s=-0.9) for steel C samples a through d. Max = the maximum intensity

Fig. 1 로부터 9 에서 원소재인 initial 저탄소강판에서 Steel A 와 C 와 같이 성분조성과 initial 두께가 다름에도 불구하고 γ -fiber 집합조직 성분의 강도가 높은 시편이 비대칭 압연의 전단변형으로 Goss 집합조직의 강도가 모든 두께 층에서 더욱 높아 졌다.

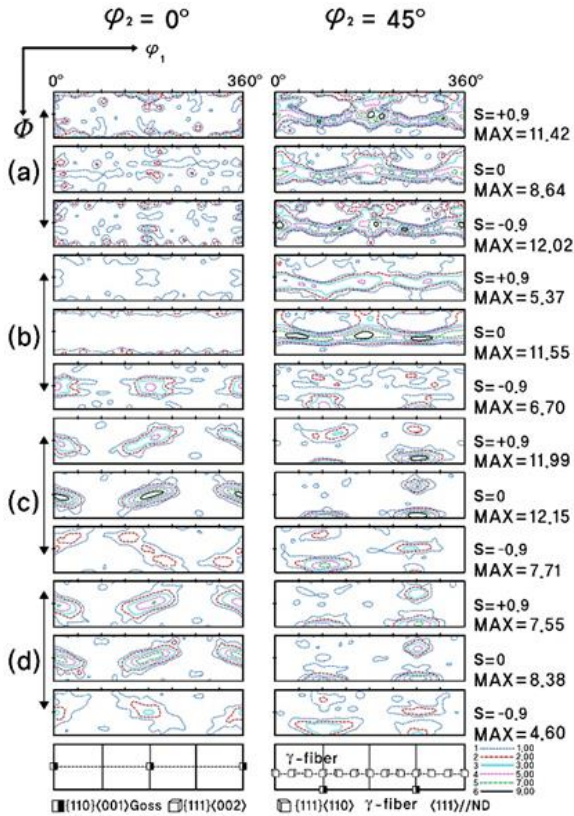


Fig. 8 ODFs ($\phi_2 = 0^\circ$ and 45° sections) for steel C samples a through d. Max = the maximum intensity

이것과 다르게 원소재인 initial 저탄소강판에서 γ -fiber 집합조직 성분의 강도가 낮은 Steel B 시편은 비대칭 압연의 전단변형으로 Goss 집합조직의 강도가 모든 두께 층에서 뚜렷이 높아지지 않았다.

이 현상을 보다 자세히 분석하기 위하여 Steel A, B 및 C의 압하율의 변화에 따른 a, b, c 및 d 시편의 γ -fiber 집합조직의 $f(g)$ 강도 ($\{111\}\langle 110\rangle$ 과 $\{111\}\langle 112\rangle$ 의 $f(g)$ 강도의 합) 와 Goss 집합조직의 $f(g)$ 의 강도 변화를 Table 3에 정리하였다.

Fig. 10, 11 및 12는 Table 3를 바탕으로 Steel A, B 및 C의 압하율의 변화에 따른 a, b, c 및 d 시편의 γ -fiber 집합조직($\{111\}\langle 110\rangle$ 과 $\{111\}\langle 112\rangle$ 의 $f(g)$ 강도의 합) 및 Goss 집합조직의 $f(g)$ 강도 변화를 그림으로 나타낸 결과이다.

Fig. 10과 12는 Table 2에 나타낸 Steel A와 C의 initial 시편인 a와 비대칭 압연한 b, c 및 d 시편의 S=0.9, 0, -0.9 층의 γ -fiber 집합조직과 Goss 집합조직 성분의 $f(g)$ 값의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 10과 12에서 Steel A와 C의 initial 시편의 모든 층에서

γ -fiber 집합조직이 잘 발달하였다. γ -fiber 집합조직이 잘 발달 시편을 비대칭 압연을 하면 모든 층에서 γ -fiber 집합조직의 $f(g)$ 강도는 낮아지고 Goss 집합조직의 $f(g)$ 강도가 높아지고 있다.

Fig. 11은 Table 2에 나타낸 Steel B의 initial 시편 a와 비대칭 압연한 b, c 및 d 시편의 S=0.9, 0, -0.9 층의 γ -fiber 집합조직과 Goss 집합조직 성분의 $f(g)$ 값의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 11에서 Steel B의 initial 시편의 모든 층에서 γ -fiber 집합조직 성분이 잘 발달되지 않았으며 따라서 $f(g)$ 값이 낮음을 알 수 있다. 이것을 비대칭 압연을 하면 Goss 집합조직의 $f(g)$ 강도는 뚜렷이 높아지지 않고 있다.

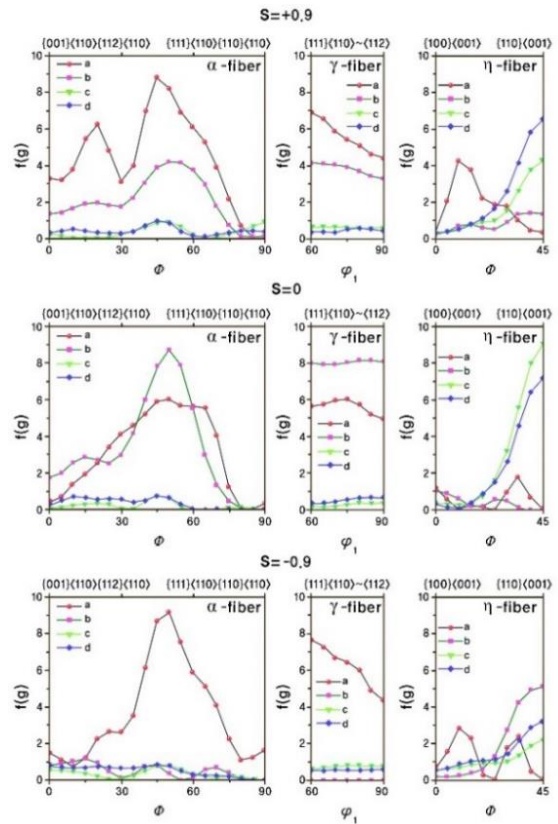


Fig. 9 Changes of main texture component according to rolling reduction at S=0.9, S=0 and S=-0.9 for steel C

Fig. 11과 12의 Steel B와 C를 첫 패스 비대칭 압연한 시편 b에서 γ -fiber 집합조직 강도가 높아졌다. 이것을 두 번째와 세 번째 패스 비대칭 압연한 c 및 d 시편에서는 위 현상과 같이 γ -fiber 집합조직이 오히려 Goss 집합조직의 $f(g)$ 강도를 높이는데 역할을 한 것을 알 수 있다.

Table 3 Change of $f(g)$ intensity of γ -fiber and Goss texture in a, b, c and d sample of steel A, B and C

layer	Sample name	$f(g)$ intensity					
		Steel A		Steel B		Steel C	
		γ -fiber	Goss	γ -fiber	Goss	γ -fiber	Goss
S=0.9	a	8.34	0	1.04	1.72	11.3	0.34
	b	0	5.78	0	2.63	7.44	1.35
	c	1.2	2.55	1.37	2.76	1.23	4.28
	d	0.03	4.53	2.06	2.28	0.85	6.55
S=0	a	4.49	0	0	1.57	10.6	0
	b	3.58	2.96	3.75	0.81	16.2	0
	c	1.23	5.35	0.23	3.06	0.48	9.16
	d	0	5.86	0.15	5.25	0.99	7.24
S=-0.9	a	10.3	0	0	2.2	12.0	0
	b	0	4.15	1.17	0.31	0	5.1
	c	1.58	2.91	0.79	2.51	1.39	2.18
	d	0.72	4.04	1.62	2.41	1.1	3.21

Fig. 10 및 12의 Steel A와 C와 같이 성분조성과 두께는 다르지만 initial 시편의 모든 두께 층에 γ -fiber 집합조직의 강도가 높으면, 비대칭 압연 후 다른 집합조직을 갖는 initial 시편보다 모든 두께 층에 Goss 집합조직이 잘 발달하는 것을 알 수 있다. 즉 강판의 성분조성과 두께 차이에 관계없이 비대칭 압연 후 γ -fiber 집합조직의 강도는 낮아지지만 Goss 집합조직의 강도는 증가한다는 것을 알 수 있었다.

이것은 initial 시편의 γ -fiber 집합조직의 강도가 높을 때, 비대칭 압연 후 γ -fiber 집합조직이 안정방위[20]인 Goss 집합조직으로 변형되었기 때문으로 판단된다.

Fig. 11 과 같이 모든 두께 층에 γ -fiber 집합조직이 발달하지 않고 무질서 집합조직 또는 Goss 집합조직이 약하게 발달한 Steel B 의 initial 시편은 비대칭 압연 후 모든 두께 층에서 Goss 집합조직이 약하게 발달하였다.

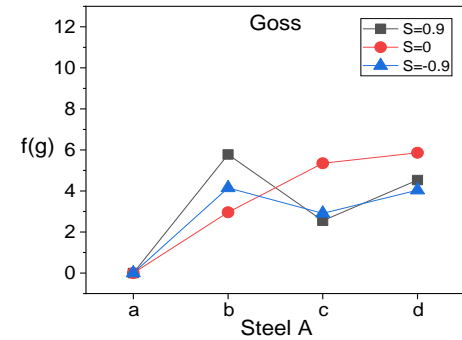
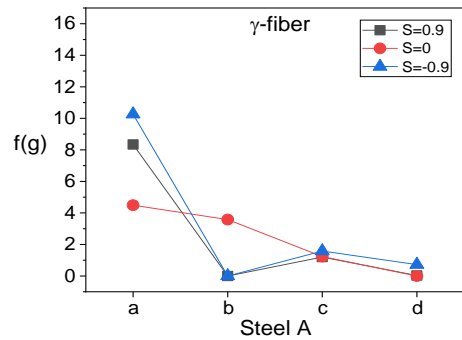


Fig. 10 Change of $f(g)$ intensity of γ -fiber and Goss texture in a, b, c and d sample of steel A

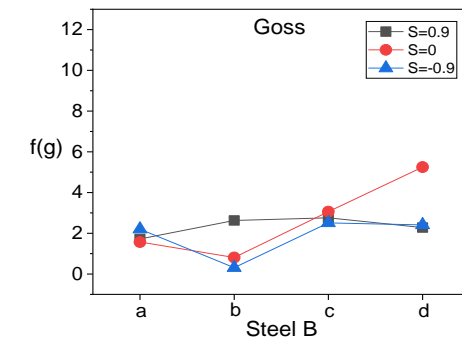
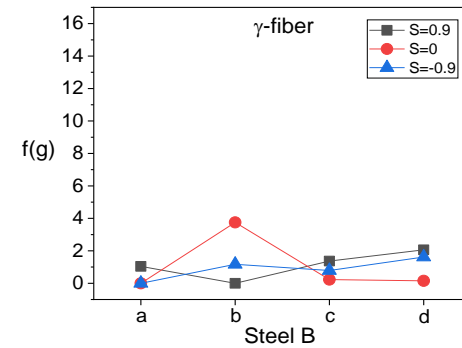


Fig. 11 Change of $f(g)$ intensity of γ -fiber and Goss texture in a, b, c and d sample of steel B

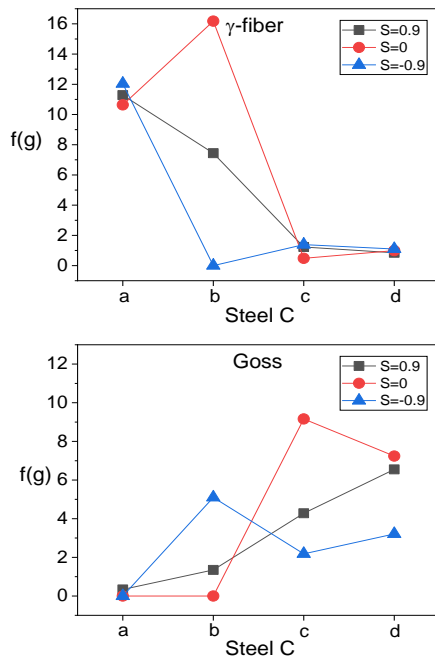


Fig. 12 Change of $f(g)$ intensity of γ -fiber and Goss texture in a, b, c and d sample of steel C

그 이유는 Goss 집합조직 자체가 안정방위[20]이기 때문에 비대칭 압연을 하여도 집합조직의 회전 변형이 일어나지 않았기 때문이다.

따라서 저탄소강판의 initial(초기) 집합조직이 무질서 또는 약한 Goss 집합조직 일 때 비대칭 압연 후 모든 두께 층에 Goss 집합조직은 잘 발달하지 않았다.

그러나 저탄소강판의 성분조성과 두께에 관계 없이 initial(초기) 집합조직이 γ -fiber 집합조직을 가질 때 비대칭 압연을 하면 γ -fiber 집합조직의 강도가 낮아지고 그 대신 표면에서뿐만 아니라 판재의 모든 두께 층에 Goss 집합조직의 강도가 잘 발달함을 알 수 있었다.

이 실험 결과를 바탕으로 앞으로 방향성 전기강판에 적용하는 연구를 할 필요가 있다.

4. 결론

(1) 저탄소강판에서 초기(initial) 시편의 성분조성과 두께 차이에 관계 없이 γ -fiber 집합조직 성분의 강도가 높을 때 비대칭 압연으로 전단변형을 하면 모든 두께 층에서 Goss 집합조직 성분이 잘 발달하였다.

(2) 저탄소강판에서 초기(initial) 시편의 γ -fiber 집합조직 성분 강도가 높을 때 비대칭 압연 롤의 속도가 낮은 쪽의 층과 중간 층이 압연 롤 속도가 빠른 층보다 Goss 집합조직 성분 강도가 높았다.

후 기

본 연구는 금오공과대학교의 학술연구비의 지원으로 이루어졌습니다. 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

- [1] N. P. Goss, 1934, Electrical Sheet and Method and Apparatus for its Manufacture and Test, US patent No 1965559.
- [2] N. P. Goss, 1934, New Development in Electrical Strip Steels Characterized by Fine Grain Structure Approaching the Properties of a Single Crystal, Trans. ASM, Vol. 23, pp. 511~531.
- [3] K. Honda, S. Kaya, 1926, On the Magnetisation of Single Crystals of Iron, Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ. Ser., 15, pp. 721~754.
- [4] N. -J. Park, E. J. Lee, H. D. Joo and J. T. Park, 2011, Evolution of Goss Orientation During Rapid Heating for Primary Recrystallization in Grain-Oriented Electrical Steel, ISIJ Int., Vol. 51, No. 6, pp. 975~981.
- [5] D. Dorner, S. Zaefferer and D. Raabe, 2007, Retention of the Goss Orientation between Microbands during cold rolling of an Fe3% Si Single Crystal, Acta Mater., Vol. 55, No. 7, pp. 2519~2530.
- [6] S.-H. Jeon, N.-J. Park, 2018, Effect of the Number of Cold Rolling Passes on the Formation of $\{110\}<001>$ Goss-Oriented Grains in Fe-3.2 wt% Si Electrical Steel, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 56(2), pp. 130~136.
- [7] M. Littmann, 1971, Iron and Silicon-iron Alloys, IEEE Trans. Magn., Vol. 7(1), pp. 48~60.
- [8] S. H. Lee, D. N. Lee, 2001, Analysis of Deformation Textures of Asymmetrically Rolled Steel Sheets, Int. J. Mech. Sci., Vol. 43, No. 9, pp. 1997~2015.
- [9] S. H. Lee, D. N. Lee, 1998, Shear Rolling and Recrystallization Textures of Interstitial-free Steel Sheet, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 249, No. 1~2, pp. 84~90.

- [10] K.-K. Um, H.-T Jeong, J.-K An, D.N. Lee, G. Kim, O. Kwon, 2000, Effect of Initial Sheet Thickness on Shear Deformation in Ferritic Rolling of IF-steel Sheets, *ISIJ Int.*, Vol. 40, No. 1, pp. 58~64.
- [11] S. K. Nam, 2017, Change of Plastic Strain Ratio of Al Sheet and Magnetic Property of Steel Sheet after Asymmetry Rolling, Ph. D thesis, Kumoh National Institute of Technology, Gumi, Korea.
- [12] S. K. Nam, G.-H. Kim, D. N. Lee, I. Kim, 2018, New Process for Goss Texture Formation and Magnetic Property in Grain Oriented Silicon Steel by Hot Asymmetric Rolling and Annealing, *Metal. Mater. Trans. A*, Vol. 49A, No. 5, pp. 1841~1850.
- [13] I. Kim, S. K. Nam, G H Kim, D N Lee, 2018, Goss Texture Formation by Asymmetric Rolling in Steel Sheet, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 917, pp. 236~240.
- [14] I. Kim, S. K. Nam, G. H. Kim, D. N. Lee, 2017, Goss Texture Development of Asymmetrically Rolled IF Steel Sheet, *Trans. Mater. Proc.*, Vol. 26, No.3, pp. 150~156.
- [15] N.-J. Park, M.-K. Lee, M.-Y. Huh, 2000, Effect of Deformation Parameters on the Formation of Inhomogeneous Cold Rolling Textures in Extra Low Carbon Steel Sheets, *J. Kor. Inst. Met. Mater.*, Vol. 38, No. 4, pp. 599~606.
- [16] K. -H. Kim, D.N. Lee, 2001, Analysis of Deformation Textures of Asymmetrically Rolled Aluminum Sheets, *Acta Mater.*, Vol. 49, No.13, pp. 2583~2595.
- [17] H. J. Bunge, H. J. Bunge, 1982, *Texture Analysis in Material Science*, Butterworth, Guildford, UK, pp. 47-118, and pp. 330~338.
- [18] H. J. Bunge, C.S. Esling (eds.), 1982, *Quantitative Texture Analysis*, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Germany and Société Française de Métallurgie, France, Alle Rechte vorbehalten, pp. 129~160.
- [19] A. A. Gorni and A. R. S. da Silva, 2012, Characterization of the Friction Conditions in the Finishing Stands of a Hot Strip Mill, *Tech. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, Vol. 9(2), pp. 103~108.
- [20] S.H. Lee, D.N. Lee, 2001, Analysis of Deformation Textures of Asymmetrically Rolled Steel Sheets, *I. J. Mech. Sci.*, Vol. 43, No. 9, pp. 1997~2015.