

저탄소강판에서 압연집합조직에 미치는 윤활의 영향

*김종수, 조용상, 허무영
고려대학교 금속공학과

The Effect of Lubrication on The Cold Rolling Texture in Low Carbon Steel Sheet

Jong-Soo Kim, Yong-Sang Cho, Moo-Young Huh
Department of Metallurgical Engineering
Korea University, Seoul 136-701

Abstract

The effect of lubrication on the evolution of the cold rolling texture in low carbon steels was studied by X-ray texture measurement. The cold rolling texture was inhomogeneous through the thickness of the rolling sheet. The type and sharpness of the texture through the thickness and the degree of inhomogeneity were found to be dependent on the friction acting between rolls and the rolled materials. The degree of the through thickness inhomogeneities was higher in the specimen rolled without lubrication. The friction acting on the roll surface led to the formation of the Goss-Orientation in the rolling texture.

1. 서론

저탄소강판에 존재하는 집합조직은 강판의 중요한 성질 중의 하나로 이것에 의하여 디프드로잉과 같은 소성변형시 소성이방성이 결정된다. 판재의 소성이방성은 판재의 폭 방향의 변형량과 두께 방향의 변형량의 비인 R-값으로 나타내는데, R-값이 높은 판재에서는 판재의 높은 성형성이 얻어진다. 이 R-값은 판재의 집합조직 즉 결정립들의 방위에 의존성을 가진다. 따라서 높은 성형성을 가지는 {111}방위와 가장 나쁜 성형성을 가지는 {001}방위의 강도비($I_{(111)}/I_{(001)}$)는 R-값과 직선적인 비례관계를 가지게 된다.¹⁾

이러한 강판의 성형성에 중요한 역할을 하는 집합조직은 강의 조성 및 열간압연시 제조변수들등에 의해 이미 열간압연 강판에 존재하게 된다.²⁾ 냉간압연시 압연면방향으로 {111}방위를 갖는 결정립들의 발달에 의하여 생성되는 {111}//ND fiber와 압연방향으로 <110>방위를 갖는 결정립의 발달에 의하여 <110>// RD fiber가 생성되며 이런 fiber형태의 집합조직은 압연가공도 증가에 따라 계속 발달하며 이들 fiber에 속하

는 방위들의 방위밀도가 높아진다.³⁾ 또한 냉간압연 다음의 공정인 재결정어닐링공정 후에도 이 fiber 형태의 우선방위들은 재결정집합조직에서의 우선방위로 존재하게 된다.⁴⁾

본 실험에서는 냉간압연가공시 집합조직의 형성에 윤활이 미치는 영향을 연구하기 위해서 무윤활 및 윤활의 냉간압연조건으로 시편을 제조하였으며, 각 냉간압연시편의 두께층에 따른 집합조직의 변화를 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 광양제철소에서 제조한 열연 핫코일을 사용하였다. 표 1은 열연 핫코일의 화학 조성 및 제조 변수들이다. 지름 127mm의 실험실용 압연기로 초기두께 ($t=3.03\text{mm}$)의 40%, 80%까지 냉간압연을 행하였으며 윤활이 압연조직에 미치는 영향을 알아보기 위하여 압연유를 사용하지 않은 무윤활압연시편과 압연유를 사용한 윤활압연시편을 제조하였다. 또한 각 시편의 두께층에 따른 집합조직의 불균일성을 조사하고자 압연시편을 $s=1.0, 0.8, 0.5, 0.0$ 인 층까지 각각 층별로 연마하였다. 압연시편의 각 층을 표시하기 위하여 $S=a/(0.5d)$ 를 정의하였는데, 여기서 a 는 압연시편의 중앙으로부터의 거리이고 d 는 압연시편의 두께이다. 따라서, $s=1.0$ 은 표면층을, $s=0.0$ 은 중앙층을 나타낸다. 집합조직측정용 시편은 연삭에 의한 표면층의 소성변형을 제거하기 위해 95 ml H_2O_2 , 5 ml HF 용액에서 에칭하였다. 집합조직은 자동화된 집합조직측정용 고니오메타에서 {110}, {200}, {211} 극점도를 측정한 후 먹급수법을 이용하여 방위 분포함수로 계산되었다.⁵⁾

3. 실험결과 및 고찰

냉간압연 및 재결정된 강판에서 얻어지는 집합조직의 각 방위들은 밀리지수 $(hkl)\langle uvw \rangle$ 또는 오일러각($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$)으로 나타내는데 이 방위들은 그 대칭성에 따라 $0^\circ \leq \varphi_1, \Phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$ 에 나타나며 오일러각($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$)을 직각좌표로 나타낸 오일러공간에 표시된다. Fig. 1은 B.C.C에서의 중요 방위들과 fiber를 오일러공간에 나타낸 것이다.

Fig. 2는 열간압연된 극저 및 저탄소강시편의 세로 단면을 광학현미경으로 관찰한 미세조직이다. 극저탄소강시편은 두께에 따른 변화없이 $15\mu\text{m}$ 내외의 결정립크기를 나타내고 있으나, 저탄소강시편은 표면으로부터 $200\mu\text{m}$ 깊이까지는 $30\mu\text{m}$ 내외, 내부에서는 $10\mu\text{m}$ 내외의 결정립크기를 나타내고 있다. 이러한 결정립크기의 차이는 이후의 냉간압연집합조직에 영향을 미치게 된다.⁶⁾

Fig. 3은 열간압연된 극저탄소강시편의 두께층에 따른 집합조직의 변화를 나타낸다. 열간압연된 강판은 조성과 제조변수등에 의해 다양한 열간압연집합조직을 가지고 있고 이 열간압연집합조직은 이후의 냉간압연집합조직에 영향을 미치게 된다. (a)는 표면층으로써 Goss-방위가 $f(g)=2$ 정도의 방위밀도를 나타내는데 이것은 열간압연중의 전단변형에 기인한다.⁷⁾ 시편의 표면층(a)으로부터 중앙층(d)으로 갈수록 냉간압연집합조직과 유사한 형태를 나타내게 되는데 이는 중앙층에서는 평면변형조건에 근접한 변형을 하기 때문이다. 또한 $s=0.8$ 인 (b)와 $s=0.5$ 인 (c)의 중간층에서 집합조직천이가 일

어났음을 알 수 있다.⁸⁾

Fig. 4는 40% 무윤활 및 윤활압연한 극저 및 저탄소강시편의 표면층에 대한 집합조직이다. 40% 압연에서는 윤활한 저탄소강시료를 제외한 나머지 조건에서는 약한 α -fiber가 형성되었지만 모두 열간압연 표면층의 집합조직이 유사하게 남아 있음을 확인할 수 있다. 이것은 냉간압연 변형량이 작아서 열간압연의 집합조직이 냉간압연 집합조직의 형성에 있어서 많은 영향을 미치지 때문이다.

Fig. 5는 80% 무윤활 및 윤활압연한 극저 및 저탄소강시편의 표면층에 대한 집합조직이다. 40% 압연시료와는 달리 극저 및 저탄소강의 무윤활압연시편의 표면에서 Goss-방위가 강하게 발달하였으며 윤활압연시편은 전형적인 냉간압연집합조직, 즉 강한 α -fiber와 약한 γ -fiber의 집합조직이 발달하였음을 알 수 있다. 본 실험에서의 모든 냉간압연은 일반적인 균질변형조건에 따라 압연 패스당 $1.5 \leq I_d/d_0 < 3$ (I_d :시편과 롤의 접촉 길이, d_0 :시편의 두께)⁹⁾을 만족시키도록 행하였으므로 80% 무윤활압연시편의 표면에서 전단집합조직인 Goss-방위가 강하게 발달한 것은 무윤활압연시편과 시편의 접촉면에서 마찰의 증가로 인하여 전단변형이 발생하였기 때문이라 생각된다. 또한 윤활압연한 극저탄소강의 FMAX=7.6인 것에 비해 저탄소강은 FMAX=5.8로 약 1.8정도의 방위밀도차이를 보이고 있다. 이것은 극저탄소강에서는 Ti의 첨가로 고용탄소가 안정화되어 슬립에 의한 안정방위로의 회전이 용이하여 α , γ -fiber가 더욱 발달하기 때문이다. 그러나 무윤활압연한 극저탄소강의 FMAX=7.3이고 저탄소강의 FMAX=13.2로 오히려 저탄소강의 FMAX가 5.8정도 높게 나타나고 있다. 이러한 결과는 Fig. 2와 연관지어 생각할 때, 무윤활압연시편의 표면층과 같이 주변형기구가 슬립에 의하지 않는 전단변형인 경우는 고용탄소의 영향보다는 결정립크기에 의한 효과가 더 우세하게 작용하기 때문으로 생각된다. 즉 결정립계의 구속으로 인해 미세한 결정립에서 보다는 조대한 결정립에서의 변형이 우세하기 때문에 결정립이 큰 저탄소강의 표면에서 전단변형이 더욱 심하게 발생한 것이다.

Fig. 6은 80% 무윤활압연한 극저 및 저탄소강시료의 중간층($s=0.8$, $s=0.5$)에 대한 집합조직이다. $s=0.8$ 인 곳에서는 Goss-방위가 발달하였으나 $s=0.5$ 인 곳에서는 Goss-방위는 거의 나타나지 않고 전형적인 냉간압연집합조직이 발달하였다. 이것으로 무윤활압연조건에서 마찰에 의한 전단변형은 $s=0.8$ 과 $s=0.5$ 사이인 곳까지 발생하였음을 알 수 있다. 즉, 이 영역에서 집합조직천이가 일어남을 알 수 있다. 또한 저탄소강은 극저탄소강에 비해 보다 깊은 곳까지 전단변형이 일어나고 있음을 알 수 있다.

4. 결론

1. 40% 냉간압연한 경우는 무윤활 및 윤활에 의한 효과가 나타나지 않았으며 열간압연집합조직과 유사한 냉간압연집합조직을 얻었다.
2. 무윤활로 80% 냉간압연한 극저 및 저탄소강시편의 표면층에서는 롤과 시편사이의 마찰증가로 전단변형이 발생하여 전단집합조직인 Goss-방위가 강하게 발달했다.
3. 극저 및 저탄소강의 냉간압연집합조직은 결정립크기, 합금원소에 의존했다.
4. 무윤활압연에서 마찰에 의한 전단변형은 $s=0.8$ 과 $s=0.5$ 사이인 곳까지 발생하며, 중앙층의 집합조직은 평면변형조건을 만족시키는 전형적인 냉간압연 집합조직의 형태를 나타내었다.

5. 참고 문헌

1. R. K. Ray, J. J. Jonas, and R. E. Hook, International Materials Reviews, vol. 39, 1994, pp. 129.
2. 김주한, 허무영, 홍종휘, 대한금속학회지, 29, 1991, pp. 229.
3. Deli Cui, Jing Shi and Xianjin Wang, Proceedings of the 11th International Conference on Texture of Materials, vol. 2, 1996, pp.717.
4. D. Raabe, Proceedings of the 16th Risø International Symposium on Materials Science, 1995, pp. 509.
5. H. J. Bunge, Texture Analysis in Materials Science, Butterworths, 1982.
6. Hirosuke Inagaki, ISIJ International, vol 34, 1994, pp. 313.
7. D. Raabe and K. Lücke, Materials Science and Technology, vol. 9, 1993, pp. 302
8. Y. B. Park, D. N. Lee, and G. Gottstein, Acta mater., vol. 44, 1996, pp. 3421.
9. M. Hölscher, D. Raabe and K. Lücke, Acta metall. mater., vol 42, 1994, pp. 879.

Table 1. Chemical Composition (wt%) and Hot Rolling Parameters

	C	Mn	P	S	Si	Al	Ti	Fe	열간압연 종료온도	권취온도
극저탄소강	0.004	0.08	0.012	0.006	0.01	0.026	0.047	balanced	906℃	683℃
저탄소강	0.023	0.16	0.014	0.006	0.01	0.043		balanced	919℃	678℃

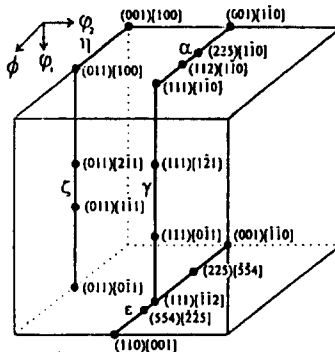


Fig. 1. Reduced Euler space with some ideal orientations and fibers for B.C.C.

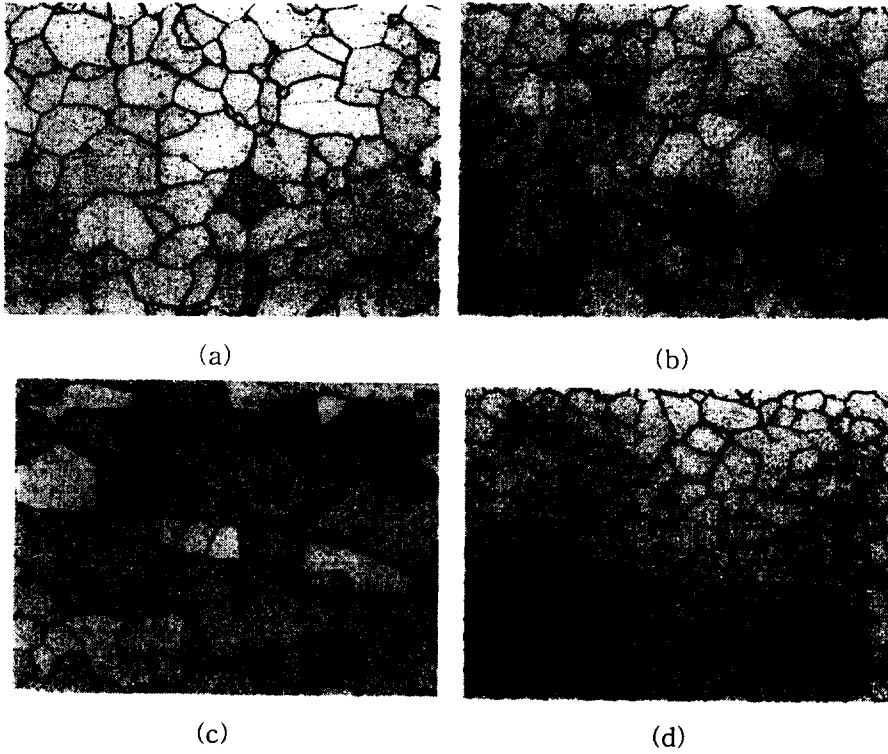


Fig. 2. Microstructure in longitudinal section of hot rolled specimens: (a) extra low carbon steel, surface, (b) extra low carbon steel, interior, (c) low carbon steel, surface, and (d) low carbon steel, interior

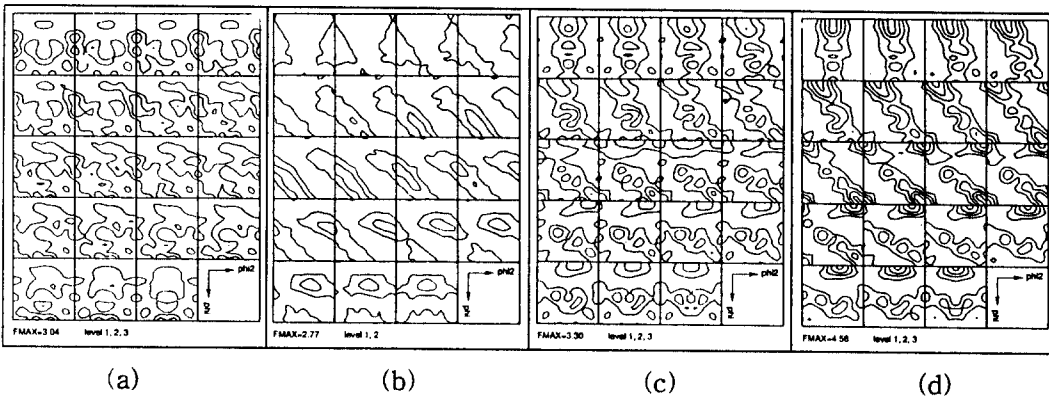
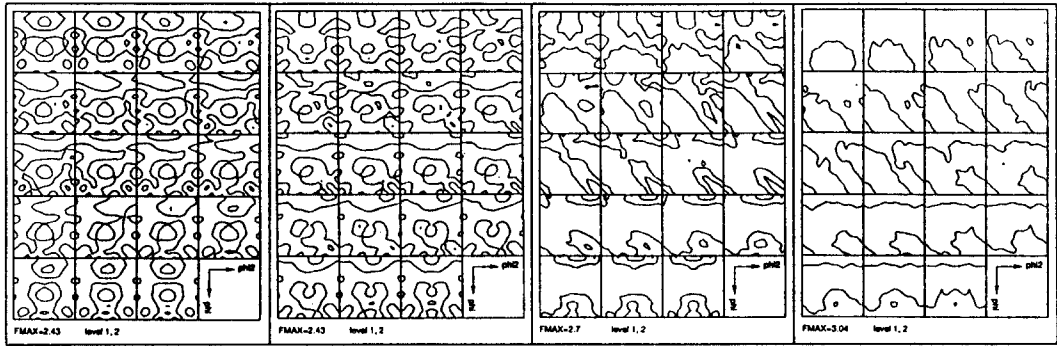
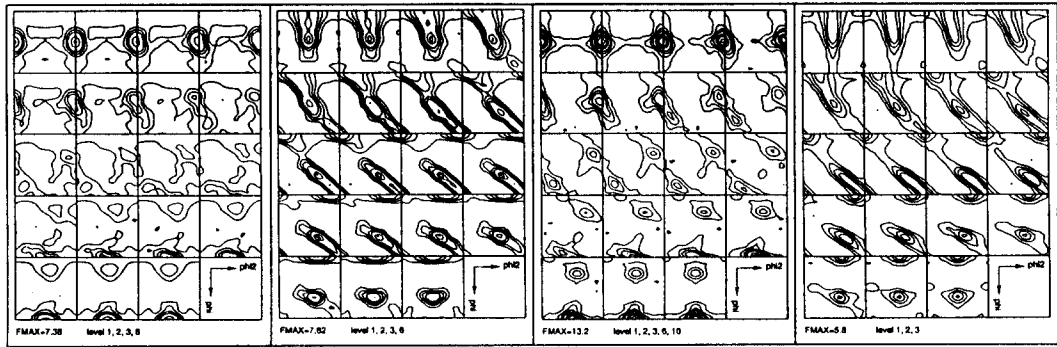


Fig. 3. Hot coil texture of extra low carbon steel ($\varphi_1 = \text{constant}$); (a) surface ($s=1.0$) (b) subsurface ($s=0.8$), (c) middle ($s=0.5$), and (d) center ($s=0.0$)



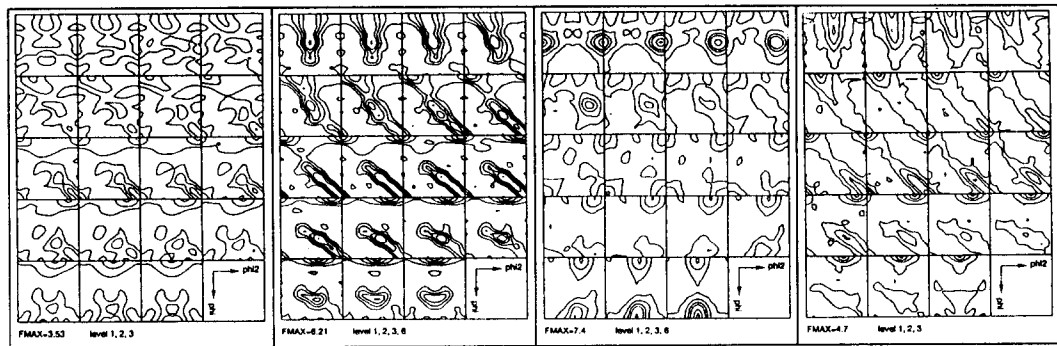
(a) (b) (c) (d)

Fig. 4. Cold rolling texture of surface layer after 40% reduction; (a) extra low carbon steel, without lubricant, (b) extra low carbon steel, with lubricant, (c) low carbon steel, without lubrication, and (d) low carbon steel, with lubrication



(a) (b) (c) (d)

Fig. 5. Cold rolling texture of surface layer after 80% reduction; (a) extra low carbon steel, without lubricant, (b) extra low carbon steel, with lubricant, (c) low carbon steel, without lubrication, and (d) low carbon steel, with lubrication



(a) (b) (c) (d)

Fig. 6. Cold rolling texture of subsurface and middle layer after 80% reduction; (a) extra low carbon steel, subsurface($s=0.8$), (b) extra low carbon steel, middle($s=0.5$) (c) low carbon steel, subsurface($s=0.8$), and (d) low carbon steel, middle($s=0.5$)