

압연재에서 불균일 집합조직의 형성

허 무 영

(고려대학교 재료공학부 교수)

Evolution of Inhomogeneous Textures in Rolled Sheets

Moo Young Huh

1. 서 론

압연된 압연판재에서 결정학적 집합조직은 주로 Taylor의 소성변형 모델을 이용하여 시뮬레이션 한다. 이에 대한 상세한 연구는 Hirsch와 Lücke(1), Engler, Huh, Tom(2) 등의 참고문헌에 자세히 소개되었다. 이런 시뮬레이션에서는 외부에서 가해진 변형상태 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 에 상응하여 각각의 결정립들에서 몇 개의 슬립계가 작용하는 소성변형이 일어나는 것을 가정한다(3-8). 변위속도 구배 $\dot{\epsilon}_{ij} \equiv \dot{u}_{i,j}$ 의 대칭요소가 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 이며, 비대칭요소가 회전요소인 $\dot{\omega}_{ij}$ 이다. 압연집합조직을 시뮬레이션 할 때 대부분의 경우에는 대부분 결정립이 평면변형을 한다고 가정하며 모델링을 한다. 이때 $\dot{\epsilon}_{11} = \dot{\epsilon}_{33}$ 이며 다른 변위요소 $\dot{\epsilon}_{22}$, $\dot{\epsilon}_{12}$, $\dot{\epsilon}_{13}$, $\dot{\epsilon}_{23}$ 등은 0으로 하는 고정변형률(full constraints) 상태이다. 또는 결정립 형태의 변화를 고려하여 σ_{13} 와 σ_{23} 를 0으로 하고 응력의 연속성이 보장되는 가정도 하는데, 이 상태를 이완변형률(relaxed constraints) 상태라 한다. 그러나 이와 같은 두 가지의 시뮬레이션 가정은 압연되는 판재의 중앙 층이 아닌 다른 두께 층에서 일어나는 전단변위를 무시한 것으로 압연재의 집합조직을 시뮬레이션 할 때 경계조건 설정에 많은 문제점을 포함하는 것이다.

압연롤 사이에서 변형구역의 기하학적 형상 및 변형상태의 변화, 압연재와 압연롤과의 접촉면에서 마찰, 열간 압연 시 압연재의 두께 층에 따른 온도구배 등이 평면변형 상태로부터 벗어나는 원인이 되는 것이다. 이와 함께 압연판재의 두께 층에 따라 서로 다른 불균질한 변형률 상태가 얻어지는데, 그 결과 판재의 두께 층에 따라 각종 물리적 특성의 변화가 얻어지는 결과를 초래한다^(9,10). 압연롤과 압연되는 판재와의 2차원적 접촉길이 l_c 와 압연재의 두께 t 의 비인 l_c/t 가 1 이하가 될 때 두께 층에 따른 심한 불균질 변형이 일어난다는 많은 보고가 있다⁽¹¹⁻¹⁶⁾. 여기서 $l_c \approx \sqrt{R\Delta t}$ 인데, R: 롤의 반경, t : 한 패스 당 두께 감소이다. 그런데 $l_c/t > 1$ 인 경우에도 압연롤과 판재 간의 마찰에 의하여 전단집합조직이 형성되기도 한다^(17,20). 압연 패스 당 두께의 변형이 크고 마찰이 심한 조압연이나 다단압연기에서 열간 압연하는 경우가 이에 해당한다.

압연롤 사이에서 판재에는 수직 압축응력이 작용한다. 이에 따라 판재는 압연면 수직방향(ND)으로는 얇아지며, 압연방향(RD)으로는 연신되나, 판재의 측면방향(TD)으로는 마찰력에 의하여 팽창되는 것이 억제된다(21). 이때 판재의 중앙 층에서는 평면변형이 얻어지지만, 중앙이 아닌 다른 바깥쪽 두께 층에서는 평면변형으로부터 벗어난 변형조건이 얻어지는 것이다.

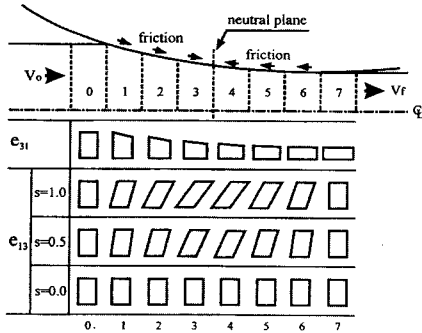


Fig. 1 Schematic representation showing the formation of the shear components e_{13} and e_{31} in a roll gap⁽²²⁾

Fig. 1은 압연변형 시 전단변위들의 변화를 도식적으로 보여준다.⁽²²⁾ 그림 1에서 보여지듯이 두개의 롤 사이에서는 기하학적인 형상 변화에 의하여 $\dot{e}_{31} = \dot{u}_{3,1}$ 값이 0이 아닌 것이다. 압연롤 사이에서 \dot{e}_{31} 값은 크기가 변화한다.^(15,22) 또 하나의 전단요소는 마찰언덕(friction hill)이라 불리는 롤의 표면과 압연재의 표면에서 작용하는 마찰에 의하여 얻어진다.⁽²¹⁾ 중립점(neutral point) 왼쪽에서 판재가 소성구역으로 들어갈 때 재료의 속도 V_0 는 롤의 속도 V_R 보다 느리지만 판재는 판재표면과 롤표면에서 작용하는 마찰력에 의하여 롤 사이로 들어가게 된다. 중립점 오른쪽에서는 롤의 속도 V_R 에 비하여 재료의 속도 V_e 가 빠른 것이다. 이와 같이 마찰언덕의 변화에 의하여 얻어지는 전단요소 $\dot{e}_{13} = \dot{u}_{1,3}$ 는 롤의 입구쪽에서는 양의 값을 갖으며, 중립점에서는 0이며, 롤의 출구 쪽에서는 음의 값을 갖는다. 결국 압연변형 시 고려해야 할 변형률 상태는 식 (1)과 같다.

$$\dot{e}_{ij} = \begin{pmatrix} \dot{e}_{11} & 0 & \dot{e}_{13} \\ 0 & 0 & 0 \\ \dot{e}_{31} & 0 & -\dot{e}_{11} \end{pmatrix} \quad (1)$$

식(1)로부터 속도요소 \dot{e}_{13} , \dot{e}_{31} , $\dot{\omega}_{13}$, $\dot{\omega}_{31}$ 는 식 (2)와 같이 얻어진다.

$$\begin{aligned} \dot{e}_{13} &= \dot{e}_{31} = \frac{1}{2} (\dot{e}_{13} + \dot{e}_{31}) \text{ and} \\ \dot{\omega}_{13} &= -\dot{\omega}_{31} = \frac{1}{2} (\dot{e}_{13} - \dot{e}_{31}) \end{aligned} \quad (2)$$

본 기술해설에서는 압연재에서 형성되는 전단압연집합조직의 형성과 압연재에서 두께 층에 따른 집합조직의 형성을 해석할 수 있는 시뮬레이션의 기법을 소개한다.

또한 공업적으로 많이 사용하는 저탄소강, 페라이트계 스테인리스강, 알루미늄 판재 등에서 두께 층에 따라 집합조직의 불균일성이 어떻게 얻어지는지 실험적인 결과들을 소개하고 이에 대한 해석과 고찰 등을 정리하였다.

2. 전단 집합조직과 두께층에 따른 불균일 집합조직의 시뮬레이션

소성변형되는 재료의 국부적인 변형률을 구하는 가장 기본적인 도구가 유한요소법(FEM)이다. 압연변형에서 고려할 점은 주어진 경계조건에 따라 판재의 각 위치에서 변형률의 변화를 구하는 것이다. 이렇게 압연롤 사이에서 소성변형에 따라 각 위치에서 시간에 따라 변화하는 변형이력을 얻어 압연재 두께 층에 따라 결정학적 집합조직의 형성을 시뮬레이션하는 것이 가능한 것이다.^(18, 23)

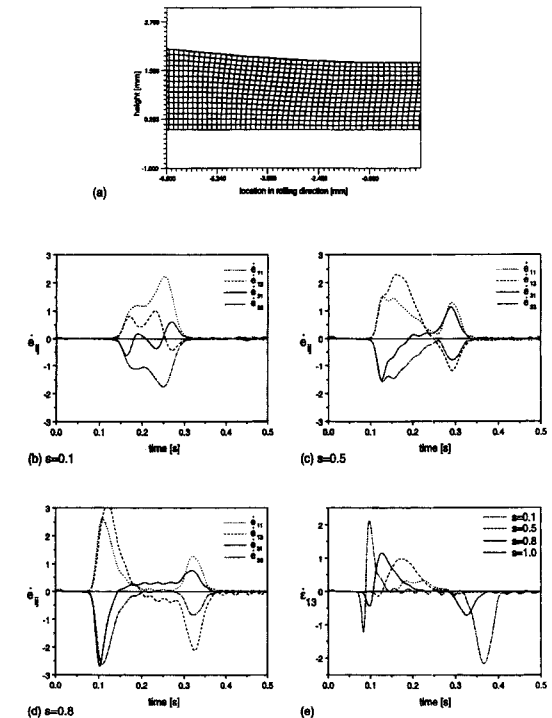


Fig. 2 Evolution of the displacement rate tensor components during one rolling pass of 16% reduction predicted with FEM calculations⁽²⁾

FEM을 이용하여 국부적인 가공경화와 이방성의 변화 등을 고려하여 각 요소의 변형이력을 각 압연패스에 대하여 구할 수 있다.⁽²⁴⁻²⁶⁾ 일반적으로 각 패스당 각 위치당, 각 시간당 변형이력을 모두 도입하여 집합조직을 시뮬레이션 하는 것은 대단히 많은 계산시간이 요구 된다.

Fig. 2는 압연변형의 FEM 시뮬레이션의 한 예를 보여 준다.⁽²⁾ 이 FEM 시뮬레이션은 저탄소강을 압연할 때 초기에 150x15 개의 초기에 사각형 요소에 대하여 한 패스에 의하여 2.07mm to 1.74 mm로 두께감소16%를 행한 결과이다. 롤의 직경은 127 mm 였으며, IC/t 변수는 약 1이었으며, 롤의 원주속도가 20 mm/s 였다. 두께 층에 따른 집합의 불균일을 극대화 하기 위하여 시뮬레이션 시 $m=1$ 으로 하였는데, 여기서 m 은 임계전단응력에 대한 마찰응력의 비이다. FEM 요소의 형태변화가 Fig 2(a)에서 보여지는데, Fig. 1에서 보여졌던 것과 같이 압연 시 판재가 입구로부터 출구로 진행함에 따라 변형률 상태가 연속적으로 변하고 있음을 명확하게 알 수 있다. 초기에 사각형 이었던 요소가 먼저 진행방향으로 기울어진 후 다시 반대방향으로 기울어지는 것이 보여진다. 그런데 이런 전방/후방 회전은 판재 두께 층 s 에 의존하며 최대값이 표면 층에서 얻어지며 중앙 층으로 갈수록 그 값이 줄어들고 있다. Fig. 2(b)-(d)는 두께 층 $s=0.1, s=0.5, s=0.8$ 에서 전단변위요소 $\dot{\epsilon}_{11}, \dot{\epsilon}_{33}, \dot{\epsilon}_{13}, \dot{\epsilon}_{31}$ 의 변화를 보여준다. 전단변위 $\dot{\epsilon}_{13}$ 는 롤의 입구 근처에서 양의 최대값을 갖으며, 중간쯤에서 0가 되며 롤의 출구쪽에는 음의 값이 얻어지고 있다. 전단변위 $\dot{\epsilon}_{31}$ 도 비슷한 양상으로 변화하고 있다. 압연판재의 표면 층에 가까울수록 즉 s 값이 클수록 전단변위 $\dot{\epsilon}_{13}$ 와 $\dot{\epsilon}_{31}$ 가 커짐을 명확히 확인할 수 있다.

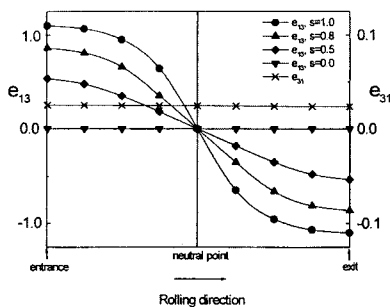


Fig. 3 Idealized evolution of the geometry-induced component $\dot{\epsilon}_{31}$, the friction-induced component $\dot{\epsilon}_{13}$ and the resulting shear $\dot{\epsilon}_{13} = \dot{\epsilon}_{31}$ during a rolling pass⁽²²⁾

압연변형시 변형률 상태의 변화를 몇 가지의 가정을 도입하여 간단화 할 수 있다. 이렇게 얻은 변형률 상태를 집합조직 시뮬레이션 프로그램에 도입할 수 있다. Lee와 Duggan⁽¹⁵⁾은 압연롤 사이에서의 변형장의 해석에 간단한 모델을 제시하였다. 이 모델에서는 기하학적인 변화에 의하여 얻어지는 전단요소 e_{31} 와 마찰에 의하여 얻어지는 전단요소 e_{13} 를 소개하였다. 이 방법을 응용하여, Huh등^(20,22)은 압연패스에 한 이상적인 변형이력을 가정하여 Taylor 계산으로 전단집합조직의 형성을 보고하였다. Fig. 3은 압연변형 시 하나의 이상적인 변형이력을 보여준다.⁽²²⁾ 앞에서 언급한 모든 집합조직을 시뮬레이션 하는 방법들은 모두 Taylor의 완전한 고정변형률 (full constraints)을 이용하여 집합조직을 모델링 하는 것이다. 변형집합조직을 시뮬레이션하는 또 하나의 방법은 VPSC (visco-plastic self-consistent) 법이다.^(27,28) 이 방법에서 결정립들은 기지(matrix)인 HEM (homogeneous equivalent medium)에 개재물(inclusion)과 같이 묻혀있고 HEM과 상호작용 한다고 취급한다. HEM은 모든 결정립의 집합체로 평균적인 성질을 갖는다. 기지인 HEM의 성질은 집합체를 이루는 모든 개재물의 평균값에 의하여 자발적-일치(self-consistent)하게 된다. Taylor 형태의 모델링과는 달리, VPSC-모델에서는 각 결정립이 HEM에 대한 상대적-강도(relative stiffness)에 의존하여 서로 다르게 변형된다. 또한 전체적인 변형률 속도의 모든 요소들은 정해지지만, 결정립 형태변화의 결과로 각 개별의 결정립에서 전단변형률 요소들의 이완(relaxation)이 일어난다. 따라서 VPSC-모델에서는 완전히 정해진 변형률속도 텐서로 변형집합조직을 시뮬레이션 할 수 있는 것이다.

3. 두께층에 따른 압연재 집합조직의 측정

본 기술해설에서 보여주는 모든 집합조직들은 X-선 회절기(XRD)에서 집합조직측정용 고니오메터로 극점도를 측정하여 방위분포함수로 계산한 결과이다. 두께 층에 따른 집합조직을 측정하기 위하여 시편을 원하는 두께 층까지 조심스레 기계적 연마와 화학적 연마를 통하여 제조하였다. 시편의 두께 층은 s -변수로 표현 되는데, $s=+1$ 와 $s=1$ 는 각각 시편의 위쪽 면과 아래쪽 면을 뜻하고 $s=0$ 는 시편의 중앙 층을 의미한다. 일반적으로 X-선의 투과 깊이가 100m 이하임을 감안하면 약 1 mm 두께의 시료면 X-선을 이용하여 두께 층에 따른 집합조직을 측정하는 것이 물리적인 타당성을 갖는다.⁽²⁹⁾

4. 금속판재들에서 두께층에 따른 집합조직의 불균일의 실제 예

본 절에서는 공업적으로 많이 사용하는 저탄소강, 페라이트계 스테인리스강, 알루미늄 판재 등에서 두께 층에 따라 집합조직의 불균일성이 어떻게 일어나는지, 본 저자가 발표한 연구논문들에서 몇 가지 실험적인 결과들을 정리하여 소개한다.

4.1 저탄소강에서 불균일 집합조직의 형성^(20,30,31)

Fig. 4는 저탄소강판 핫코일의 두께 층에 따른 집합조직을 측정된 결과이다. $s=1.0$ 인 표면 층의 집합조직은 거의 무질서한 형태이나 $\{011\}\langle 100\rangle$ 인 Goss-방위와 15° 이 내에 있는 방위들의 방위밀도는 $f(g) = 2.0$ 정도로 나타났다. 핫코일의 표면에서 Goss-방위가 약하게 발달한 것은 열간압연 시 압연률과 표면 층과의 마찰에 의하여 전단 변형이 일어났기 때문이다. $s=0.8$ 인 표면 층 하부의 집합조직도 무질서한 형태로 우선방위가 거의 나타나지 않았지만 $\{225\}\langle 554\rangle$ 방위가 방위밀도 $f(g) = 2.7$ 로 약하게 발달하고 있다. $s=0.0$ 인 핫코일의 중앙 층에서는 -섬유집합조직이 완전하게 형성되지는 않았지만 $\{112\}\langle 110\rangle$ 이 $f(g) = 4.5$ 로 얻어져 열간압연 시 판재의 중앙 층에서는 평면변형에 가까운 형태의 결정립 회전이 일어났음을 알 수 있다. $s=0.5$ 인 판재의 1/4 두께 층에서는 -섬유가 부분적으로 형성되어 중앙 층에 유사한 형태의 집합조직이 얻어졌다. 이와 같이 저탄소강판의 열간압연재에는 일반적으로 두께 층에 따라 심한 불균일 집합조직이 얻어진다.

Fig. 5는 두께 변형률 40%까지 윤활냉간압연한 시편의 두께 층에 따른 집합조직의 변화를 보여준다. 윤활압연한 시편의 표면 층에는 $\{001\}\langle 110\rangle$ 에서 방위밀도 $f(g) = 2.0$ 이 얻어졌다. 이에 반하여 $s=0.0$ 인 중앙 층에서는

섬유의 방위밀도가 $f(g) = 3$ 이상, 그리고 섬유의 방위 밀도가 $f(g) = 2$ 이상으로 2개의 섬유가 완전하게 발달하였다. 시료의 표면 층에 가까운 $s=0.8$ 인 층에서도 섬유형태의 집합조직이 얻어지며, 시료의 중앙층에 가까워질수록 -섬유와 -섬유에 속하는 우선방위들의 방위밀도가 증가하는 것을 확인할 수 있다.

Fig. 6은 윤활유를 사용하지 않고 두께 변형률 40%까지 압연한 시편의 두께 층에 따른 집합조직의 변화를 보여준다. 무윤활압연한 시편의 표면 층의 집합조직은 윤활압연한 시편과는 상이한 형태의 집합조직이 얻어졌다. 이 표면 층에서는 핫코일 시료의 표면집합조직과 유사하게 $\{011\}\langle 100\rangle$ Goss-방위근처가 $f(g)=2$ 정도로 약하게 우선방위를 형성하였다. 반면에 중앙층($s=0.0$)에서는 윤활압연한 시료의 중앙 층과 같이 -섬유와 -섬유가 완전하게 발달하였다. 또한 $s=0.8$ 이하의 층에서는 중앙 층으로 가까울수록 중앙 층에 유사한 집합조직이 얻어졌다.

Fig. 7은 두께 변형률 90%까지 윤활압연을 행한 시료의 두께 층에 따른 집합조직의 변화를 보여준다. 윤활압연을 행한 시편에서는 두께 층에 관계없이 모든 층에서 저탄소 강판의 일반적인 압연집합조직으로 알려진 $\langle 110\rangle // RD$ 방위들인 -섬유와 $\{111\} // ND$ 방위들인 -섬유가 발달하였음을 알 수 있다. 90% 윤활압연 한 시료에서 방위 밀도의 최대값은 두께 층에 관계없이 모두 -섬유에 놓여 있는 방위들에서 얻어졌다. $s=1.0$ 인 표면 층에서는 $\{112\}\langle 110\rangle$ 에서 최대방위밀도가 얻어졌으나 $s=0.8, 0.5, 0.0$ 인 시료에서는 최대방위밀도가 모두 $\{111\}\langle 110\rangle$ 근처에서 얻어졌다. 이와 같이 윤활압연 시에 불균일 집합조직의 형성은 크지 않지만 그래도 약한 집합조직의 구배가 형성된 것을 알 수 있다.

Fig. 8은 윤활유를 사용하지 않고 두께 변형률 90%까지 압연한 시편의 두께 층에 따른 집합조직의 변화를 보여준다.

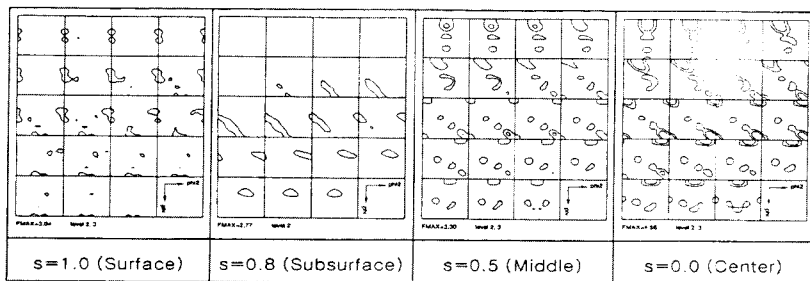


Fig. 4 Hot coil texture of the low carbon steel⁽³⁰⁾

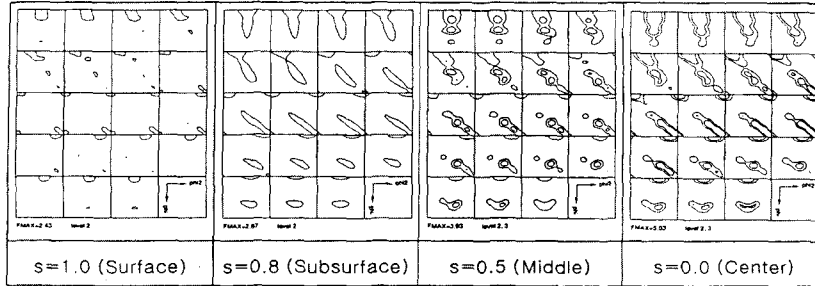


Fig. 5 Cold rolling texture of the low carbon steel after 40 % thickness reduction. Specimen was cold rolled with lubrication⁽³⁰⁾

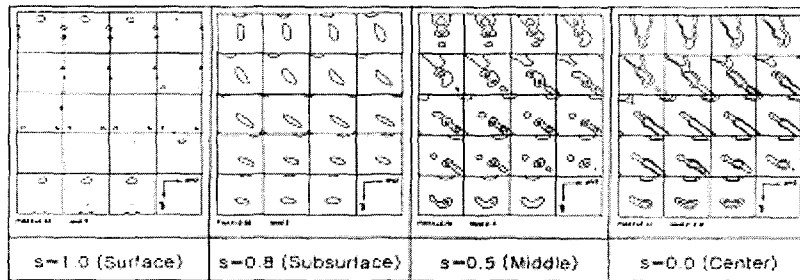


Fig. 6 Cold rolling texture of the low carbon steel after 40 % thickness reduction. Specimen was cold rolled without lubrication⁽³⁰⁾

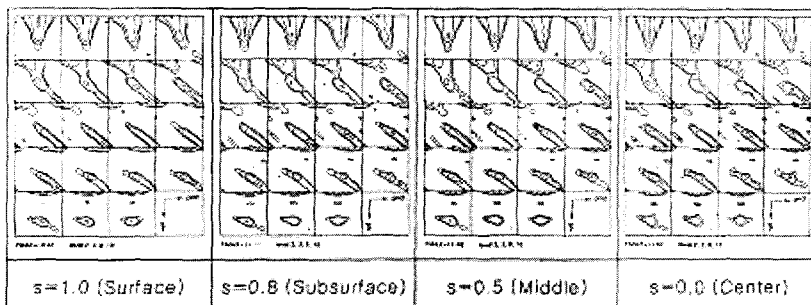


Fig. 7 Cold rolling texture of the low carbon steel after 90 % thickness reduction. Specimen was cold rolled with lubrication⁽³⁰⁾

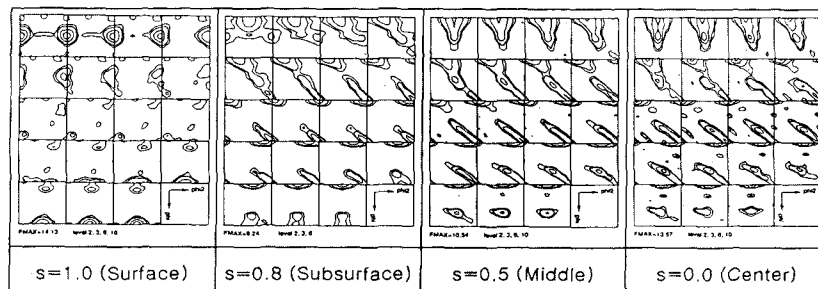


Fig. 8 Cold rolling texture of the low carbon steel after 90 % thickness reduction. Specimen was cold rolled without lubrication⁽³⁰⁾

무윤활압연을 행한 시편은 윤활압연 시편과는 상이하게 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 매우 크게 얻어졌다. 이 시료의 표면집합조직에는 $\{011\}<100>$ Goss-방위가 $f(g)=14.1$ 로 매우 높은 우선방위를 형성하였다. 반면에 시료의 중앙 층에서는 윤활한 시료의 중앙 층과 같이 -섬유와 -섬유의 우선방위가 높이 발달하였다. 특히 $\{111\}<110>$ 방위의 방위밀도는 $f(g)=13.5$ 가 얻어져 윤활시료의 중앙 층에서 얻어졌던 $f(g)=11.6$ 보다 높게 얻어졌다. 그런데 윤활압연재 및 무윤활압연재의 초기 집합조직이 같았으므로 90%의 동일한 변형량에서 집합조직을 형성하는 결정회전은 윤활압연을 행한 시편의 중앙 층보다 무윤활압연을 행한 시편의 중앙 층에서 더욱 많이 일어났음을 알 수 있다.

이와 같이 저탄소강에서 무윤활 압연은 윤활압연에 비하여 압연재의 두께 층에 따라 불균일한 압연집합조직 생성의 원인이 된다. 그러나 윤활압연 집합조직도 무윤활압연 집합조직과 같이 두께 층에 따른 집합조직의 변화가 크지 않지만, 역시 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 존재한다.

4. 2 페라이트 스테인리스강에서 불균일 집합조직의 형성^(32~33)

Fig. 9는 페라이트 스테인리스 핫코일의 두께 층에 따른 집합조직을 보여준다. $s=1.0$ 인 표면 층과 표면 층에 가까운 $s=0.8$ 층의 집합조직에는 약하지만 $\{011\}<100>$ Goss-방위가 $f(g)=4.0$ 이상으로 발달하고 있다. Goss-방위의 밀도는 표면 층에 비하여 $s=0.8$ 층에서 더 높게 얻어졌다. 표면 층에서는 $\{011\}$ //ND 방위도 발달해 있다. Goss-방위는 bcc 금속의 전단집합조직이다. 따라서 핫코일의 표면 층과 표면에 가까운 층에서 Goss-방위가 발달한 것은 열간압연 시 압연률과 표면 층과의 마찰에 의하여 페라이트 결정립들에서 전단변형이 일어났기 때문이다. $s=0$ 인 열연재의 중앙 층에서는 $\{001\}<110>$ 의 방위밀도가 $f(g)=19.0$ 이상으로 매우 높은 우선방위를 형성하고 있으며, 이 $\{001\}<110>$ 은 $\{001\}$ //ND와 $\langle 110 \rangle$ //RD 방위들로 방위산란을 하고 있다. 즉 핫코일 중앙 층의 집합조직은 $\{001\}<110>$ 방위가 높게 발달한 특징을 갖는다. 표면 층과 중앙 층의 중간 층인 $s=0.5$ 의 집합조직에서는 $\{011\}$ //ND 방위와 $\{001\}<110>$ 이 혼합된 즉 표면 층과 중앙 층의 집합조직의 특징이 모두 섞인 집합조직이 보여진다.

Fig. 10은 두께 변형률 40%까지 냉간압연한 시편의 두께 층에 따른 집합조직을 측정된 결과이다. 시편의 $s=1.0$ 인 표면 층에는 $\{001\}<110>$ 으로부터 $\{112\}<110>$ 으

로 이어지는 -섬유의 방위들이 ND 방향으로 방위산란하며 존재한다. $s=0.8$ 층에서도 $\langle 110 \rangle$ //RD 방위들이 보여지나 우선방위의 방위밀도는 표면 층에 비하여 조금 약하게 얻어졌다. $s=0.5$ 인 중간 층의 집합조직도 주로 $\langle 110 \rangle$ //RD 방위들로 이루어져 있으나 $s=1.0$ 과 $s=0.8$ 인 층에 비하여 $\{001\}$ //ND 방위의 방위산란이 크게 얻어지고 있다. 40% 냉간압연한 중앙 층의 집합조직은 놀랍게도 핫코일의 중앙 층에서 얻어진 집합조직과 거의 같게 $\{001\}<110>$ 방위만이 크게 발달한 특징을 갖고 있다.

Fig. 11은 두께 변형률 80% 냉간압연 후 두께 층에 따라 형성된 냉간압연집합조직을 측정된 결과로 압연 변형률이 높음에도 불구하고 두께 층에 따라 서로 상이한 집합조직이 형성되었다. $s=1.0$ 인 표면 층의 압연집합조직의 최대방위밀도는 $\{445\}<110>$ 에서 얻어지며 bcc 금속의 일반적인 압연집합조직으로 알려진 $\langle 110 \rangle$ //RD 방위들인 -섬유와 $\{111\}$ //ND 방위들인 -섬유가 발달하였음을 알 수 있다. 표면 층에 비하여 $s=0.8$ 과 $s=0.5$ 층에서 $\langle 110 \rangle$ //RD 섬유는 보다 균일하게 발달하지만 $\{111\}<112>$ 근처 방위는 약하게 발달하였다. 80% 압연 후에도 $s=0$ 인 중앙 층의 집합조직은 표면 층과는 전혀 다른 집합조직의 발달이 보여진다. $\{001\}<110>$ 을 중심으로 $\langle 110 \rangle$ //RD와 $\{001\}$ //ND로 방위산란을 하였던 핫코일의 중앙 층과는 달리 80% 압연 후 $\{001\}$ //ND 방위들의 방위밀도는 감소하며 $\langle 110 \rangle$ //RD 방위들은 보다 큰 각을 갖는 방위까지 균일하게 발달하는 것이 보여진다.

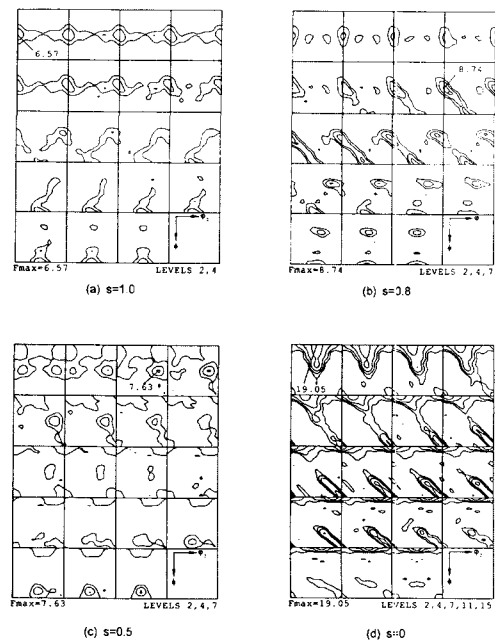


Fig. 9 Hot coil texture of the ferrite stainless steel⁽³²⁾



Fig. 10 Cold rolling texture of the ferrite stainless steel after 40 % thickness reduction⁽³²⁾

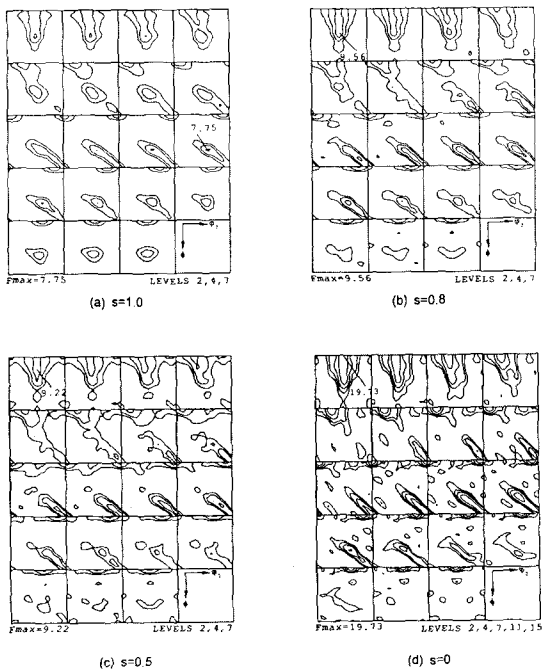


Fig. 11 Cold rolling texture of the ferrite stainless steel after 80 % thickness reduction⁽³²⁾

이와 같이 페라이트 스테인리스 강판의 압연집합조직에서는 매우 심한 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 존재한다. 이런 압연집합조직의 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성 존재는 재결정 후에도 페라이트 스테인리스 강판에 존재하여 리징(riding) 과 같은 소성변형 표면결합의 원인으로 작용한다. 이에 대한 자세한 연구는 저자의 최근 논문⁽³³⁾에서 자세히 언급되었다.

4. 3 온간 압연한 3004 알루미늄 판재에서 불균일 집합조직의 형성^(34~35)

저자와 공동연구자는 최근에 압연재에서 판재와 압연롤 사이의 마찰력을 최대로 하기 위하여 온간압연이란 새로운 아이디어를 도출하였다. 다음의 내용은 알루미늄 3004 합금판재에서 온간압연에 따른 집합조직의 변화를 연구한 최근의 논문⁽³⁵⁾의 결과를 요약한 것이다.

Fig. 12는 연구에서 사용한 열연 판재 즉 핫밴드의 중앙 층(s=0.0)과 표면 층(s=1.0) 그리고 중앙과 표면 층의 중간 층(s=0.5)의 집합조직을 측정한 결과이다.

열연 판재의 중앙 층에는 강한 Bs-방위 $\{110\}<112>$ 로부터 S-방위 $\{123\}<634>$ 그리고 Cu-방위 $\{112\}<111>$ 로 이어지는 -섬유가 형성되어 있으며^(4,22) 특히Bs-방위 방향밀도 $f(g) = 11.9$ 로 높게 나타났다.

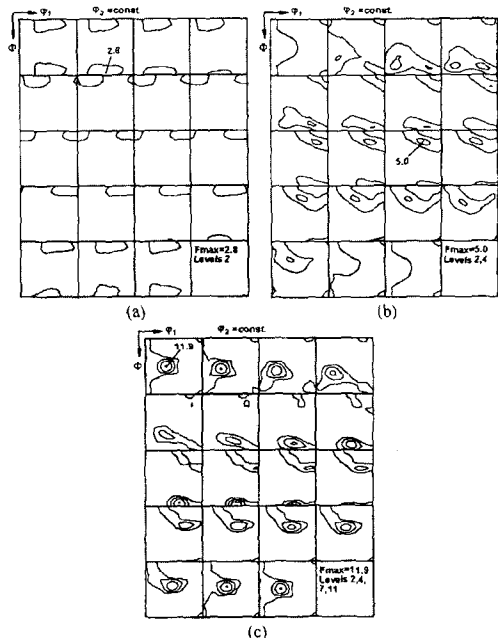


Fig. 12 Hot band texture of the AA 3004⁽³⁵⁾ (a) the surface layer (s=1.0), (b) middle layer (s=0.5) and (c) center layer (s=0)

그러나 열연판의 표면 층에는 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 에서 $f(g) = 2.8$ 의 최대방위밀도를 갖는 거의 무질서한 집합조직이 얻어졌다. 또한 $s=0.5$ 인 중앙 층에서는 $(60^\circ, 30^\circ, 50^\circ)$ 에 최대방위밀도 $f(g)=5.0$ 이 얻어지는 약한 -섬유가 우선방위를 형성하고 있다.

Fig. 13은 열연판을 총 두께 변형률 83%까지 즉 두께 1 mm로 정상 냉간압연 시 압연재의 두께 층에 따른 집합조직을 측정된 결과이다. 모든 두께 층에서 압연가속도가 증가함에 따라 집합조직에는 적층결함에너지가 높은 fcc 금속의 대표적인 압연집합조직인 Cu-방위 $\{112\}\langle 111 \rangle$, S-방위 $\{123\}\langle 634 \rangle$, Bs-방위 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 로 이어지는 -섬유에 속하는 방위들의 방위밀도가 점차적으로 증가하는 집합조직이 얻어졌다.

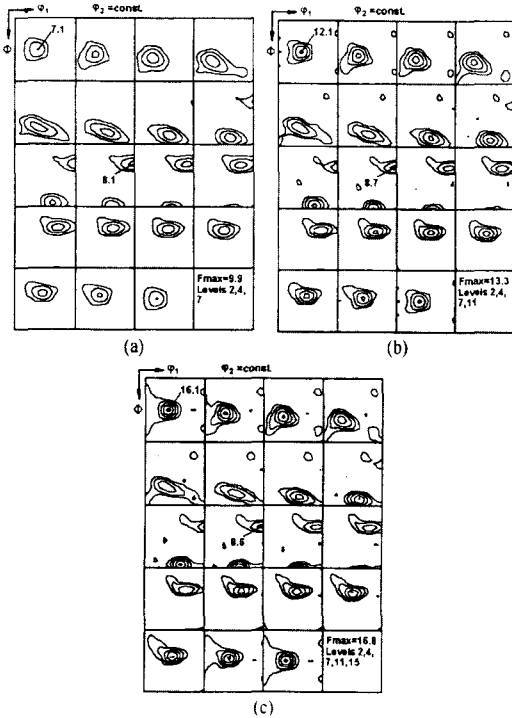


Fig. 13 Textures of the 83% normally cold rolled AA 3004⁽³⁵⁾ (a) the surface layer ($s=1.0$), (b) middle layer ($s=0.5$) and (c) center layer ($s=0.0$)

Fig. 14는 열연판을 50%까지 정상압연 후 250°C로 가열 후 한 패스의 온간압연에 의하여 1.0mm로 즉 총변형률 83%까지 변형한 시료의 온간압연 집합조직을 측정된 결과이다. Fig. 14의 정상 냉간압연한 시료에서는 표면과 중앙 층에서 방위밀도의 차이는 있지만 거의 같은 형태로 -섬유방위가 얻어졌으나, 온간압연을 행한 시료에서는 두께 층에 따라 전혀 상이한 집합조직이 형성되었다.

중앙 층($s=0.0$)의 온간압연 집합조직에서는 -섬유인 압연집합조직이 얻어졌다. 중앙 층의 집합조직에서 특이한 점은 -섬유에 속하는 모든 방위가 온간압연 전 즉 50% 냉간압연 후에 비하여 낮아 졌다는 것이다. 온간압연 후 표면 층에는 전단방위로 알려진 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 에서 최대방위밀도가 얻어졌다. 표면 층과 중앙 층의 사이에 놓여 있는 중간 층($s=0.5$)에서는 -섬유의 방위들에서 $f(g)=4.0$ 이상이 얻어졌다.

이와 같이 온간압연을 행하면 알루미늄 판재의 압연집합조직에서는 매우 심한 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 존재하는데, 이런 압연집합조직의 두께층에 따른 집합조직의 불균일성은 재결정 후에도 알루미늄 합금 판재에 집합조직의 불균일성 존재를 유도한다.

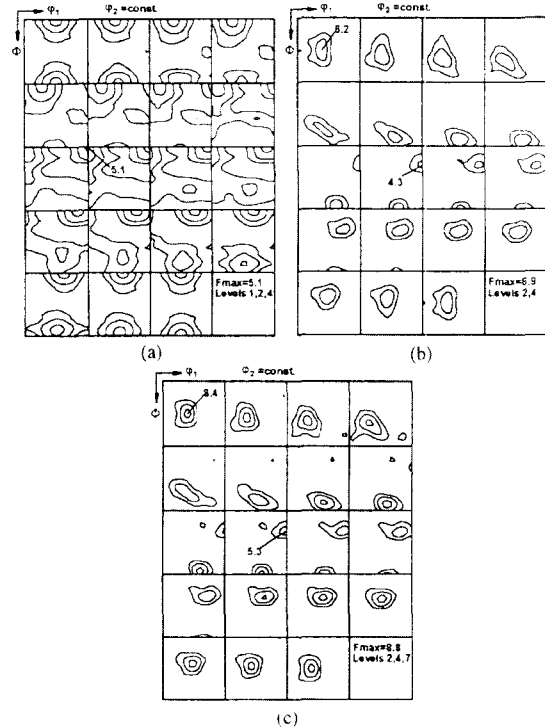


Fig. 14 Texture of warm rolled AA 3004(35) (a) the surface layer ($s=1.0$), (b) middle layer ($s=0.5$) and (c) center layer ($s=0.0$)

특히 최근의 본 저자의 연구⁽³⁴⁾에 의하면 재결정 후 판재표면에 판재성형에 매우 유용한 $\{111\}\langle ND \rangle$ 집합조직이 형성되는 것을 발견할 수 있었다.

5. 결론

여러 금속 판재에서 확인할 수 있듯이, 대부분의 금속

판재에는 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 다소간 존재한다. 이와 같은 집합조직의 불균일성은 압연변수에 의하여 변한다. 그런데 집합조직의 불균일성은 결정방위 이방성을 갖는 모든 판재재료의 특성, 즉 R-값과 R-값과 같은 소성이방성, 탄성계수, 자기적성질 등에 지대한 영향을 미치게 된다. 따라서 집합조직에 따른 재료의 물성을 명확하게 판단하기 위하여는 판재의 불균일 집합조직을 입체적으로 측정하는 것이 요구 되는 것이다.

많은 문헌들에서 한 방향으로 반복되는 한 방향의 전단변형에 의하여 전단집합조직이 압연판재에 형성된다고 보고하고 있다. 그러나 이것은 압연 후 압연재의 형태변화를 고려할 때 절대로 가능한 것이 아니다. 본 문헌에서 명확하게 증명한 것과 같이 압연 소성변형시에 재료에 가해지는 전단변형은 매 압연패스마다 압연방향과 그 반대방향으로 가역적(reversible)으로 작용한다는 것이다. 즉 가역적인 전단변형이 압연되는 판재에 작용하여 압연된 판재에는 전단압연집합조직과 두께 층에 따른 집합조직의 불균일성이 얻어지는 것이다

후 기

지난 수년간 저자와 함께 집합조직의 불균일성에 대하여 연구한 고려대학교 소재개발실의 대학원생들과, 금오공대의 박노진교수, 홍익대의 박종진교수, VAW의 Dr. O. Engler와의 공동연구결과로 본 기술해설을 구성하였습니다. 이 연구들에 도움을 준 한국과학재단, 한국학술진흥재단, 포항제철의 연구비지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- (1) J. Hirsch, and K. Lcke, 1988, *Acta metall.*, vol. 36, pp. 2883-2904.
- (2) O. Engler, M.Y. Huh, C.N. Tom, 2000, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 31A, pp. 2299-2315.
- (3) M.Y. Huh, H.C. Kim, J.J. Park and O. Engler, 1999, *Met. & Mater. Int.*, vol. 5, pp. 437-443.
- (4) M.Y. Huh, O. Engler and D. Raabe, 1995, *Textures and Microst.*, vol. 24, 225-237.
- (5) M.Y. Huh, J.H. Kim, K.Y. Ha and S. Lee, 1996, *Mater. Sci. Forum*, vols. 217-222, pp.571-576.
- (6) M.Y. Huh, Y.S. Cho and O. Engler, 1998, *Mater. Sci. Eng.* vol. A247, pp. 152-164.
- (7) Y.S. Cho, H.C. Kim and M.Y. Huh, 1998, *Met. & Mater.* Vol. 4, pp. 397-403.
- (8) U.F. Kocks, 1970, *Metall. Trans.*, vol. 1, pp. 1121-1143.
- (9) S.I. Wright, G.T. Gray III, and A.D. Rollett, 1994, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. A25, pp. 1025-1031.
- (10) A. Van Bael, E. Hoferlin, L. Kestens, and P. Van Houtte, 1998, *Mater. Sci. Forum*, vols. 273-275, pp. 417-422.
- (11) P.S. Mathur, and W.A. Backofen, 1973, *Metall. Trans.*, vol. 4, pp. 643-651.
- (12) H.O. Asbeck, and H. Mecking, 1978, *Mat. Sci. Eng.*, vol. 34, pp. 111-119.
- (13) W. Truszkowski, J. Krl, and B. Major, 1980, *Metall. Trans. A*, vol. 11A, pp. 749-758.
- (14) W. Truszkowski, J. Krl, and B. Major, 1982, *Metall. Trans. A*, vol. 13A, pp. 665-669.
- (15) C.S. Lee, and B.J. Duggan, 1991, *Metall. Trans. A*, vol. 22A, pp. 2637-2643.
- (16) H. C. Kim, Y. H. Kim and M. Y. Huh, 2000, *J. of Kor. Soc. for Tech. of Plasticity*, vol. 10, pp.193-202.
- (17) T. Sakai, Y. Saito, M. Matsuo, and K. Kawasaki, 1991, *ISIJ Int.*, vol. 31, pp. 86-94.
- (18) C.H. Choi, J.W. Kwon, K.H. Oh, and D.N. Lee, 1997, *Acta. mater.*, vol. 45, pp. 5119-5128.
- (19) S. Matsuoka, M. Morita, O. Furukimi, and T. Obara, 1998, *ISIJ Int.*, vol. 38, pp. 633-639.
- (20) M.Y. Huh, Y.S. Cho, J.S. Kim, and O. Engler, 1999, *Z. Metallkd.*, vol. 90, pp. 124-131.
- (21) W.F. Hosford, and R.M. Caddell, 1993, *Metal forming: mechanics and metallurgy*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ.
- (22) M.Y. Huh, J.C. Park, and S. Lee, 1996, *Metals and Mater. Int.*, vol. 2, pp. 141-149.
- (23) J.J. Park, 1999, *J. Mater. Proc. Tech.*, vol. 87, pp. 146-153.
- (24) K.K. Mathur, and P.R. Dawson, 1989, *Int. J. Plast.*, vol. 5, pp. 67-94.
- (25) S.R. Kalidindi, and L. Anand, 1994, *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 42, pp. 459-490.
- (26) S.E. Schoenfeld, and R.J. Asaro, 1996, *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 38, pp. 661-683.
- (27) U.F. Kocks, and H. Chandra, 1982, *Acta metall.*, vol. 30, pp. 695-709.
- (28) A. Molinari, G.R. Canova, and S. Ahzi, 1987, *Acta*

- metall., vol. 35, pp. 2983-2994.
- (29) V. Randle, and O. Engler, 2000, Introduction to Texture Analysis: Microtexture and Orientation Mapping, Gordon & Breach.
- (30) J.S. Kim, Y.S. Cho, M.Y. Huh and Y.S. Park, 1998, J. of Kor. Inst. of Met. & Mater., vol. 36, pp.515-552.
- (31) N. J. Park, M. K. Lee and M. Y. Huh, 2000, J. of Kor. Inst. of Met. & Mater., vol. 38, pp. 599-606.
- (32) S. Y. Cho, H. C. Kim and M. Y. Huh, 2000, J. of Kor. Inst. of Met. & Mater., vol. 38, pp. 963-970.
- (33) M.Y. Huh and O. Engler, 2001, Mater. Sci. Eng., vol. A308/1-2, pp. 74-87.
- (34) O. Engler, H. C. Kim and M. Y. Huh, 2001, Mat. Sci. and Tech., vol. 17, pp. 74-87.
- (35) S. Y. Cho and M. Y. Huh, 2001, J. of Kor. Inst. of Met. & Mater., vol. 39, pp. 43-49.