

## 고Mn강의 소성에 따른 미세조직 및 Texture 변화에 관한 연구

김택남, 김종옥  
배재대학교 무기재료공학과

### The development of deformation microstructures and textures in high Mn steels

KIM T. N. and KIM J. O.,  
*Dept. of Inorganic Materials Eng.,  
Pai Chai University, Taejon, Korea*

탄소함량이 다른 두 Hadfield's강의 (고 Mn강) 소성에 관한 연구를, 냉간압연시 나타나는 금속미세조직, texture 등으로 조사하였다. Low carbon Hadfield's steel (LCHS, 0.65 wt. % C)에서는 적층결함, 쌍정 및 brass type shear bands가 냉간압연시 나타나고, 이때 쌍정은 Intrinsic 적층결함이 차곡차곡 쌓여서 나타나는 것으로 생각된다. Texture 는 70-30 황동과 초기에는 비슷하나, 40 % 이상의 변형에서는 마르텐사이트 상변화에 의해서 이상 texture가 나타난다. 한편 high carbon Hadfield's steel (HCHS, 1.35 wt. % C)에서는 전위엇김, 쌍정 및 copper and brass type shear bands가 소성 변형시 나타난다. Texture 는 70-30 황동과 비슷하고 이상 texture는 나타나지 않고 있다. 이러한 사실은 HCHS에서 마르텐사이트 상변화가 나타나지 않는 것과 또 탄소원자가 편석되지 않는 것과 잘 일치하고 있다. LCHS와 HCHS사이의 미세조직과 texture의 변화에 많은 차이점을 보일지라도, 적층결함에너지의 차이는 매우 작고 (약  $2 \text{ mJm}^{-2}$ ), 탄소편석이 오직 LCHS에서만 일어나고 있다. 따라서 탄소와 같은 작은 원자의 편석이 미세조직 뿐만 아니라, texture에 영향을 미치는 것으로 생각 할 수 있다. 이러한 탄소의 편석은 LCHS에서 마르텐사이트 상변화와도 관계가 깊다.

The microstructural and textural development during rolling is compared in two Hadfield's steels (high Mn steel), one having low carbon content (0.65 wt.%) and the other high carbon (1.35 wt.%). In low carbon Hadfield's steel (LCHS) mixed microstructures are formed which contain intrinsic stacking faults, deformation twins, and brass type shear bands. The deformation twins are thought to be formed by the stacking of intrinsic stacking faults. The similar development to 70-30 brass texture is observed in early deformation. However the abnormal texture is developed after 40 % deformation, which is thought to be due to the martensite phase transformation. In high carbon Hadfield's steel (HCHS) mixed substructures of dislocation tangles, deformation twins, and shear bands (both copper and brass type) are found to develop. The texture development is similar to that of 70-30 brass. This is consistent with no carbon segregation and no martensitic phase transformation in HCHS. In spite of the difference of substructure and texture development during rolling in two steels, the difference in stacking fault energy is measured to be small ( $2 \text{ mJm}^{-2}$ ). The carbon segregation is only occurred in LCHS. Thus it is thought that the carbon segregation influence the microstructure and texture development during rolling. This is related with martensite phase transformation in LCHS.

**Keywords:** microstructure, texture, stacking fault, rolling,  
Hadfield's steel, deformation twin, shear bands, stacking fault energy

## 1. 서론

Hadfield강은 매우 높은 냉간가공성 인성등의 특징때문에 내마모와 충격성이 요구되는 기계재료로, 1882년 Robert Hadfield에 의해 개발된 이후, 널리 쓰여왔다.

Hadfield강의 냉간경화에 대한 많은 연구에도 불구하고<sup>[1,2,3]</sup>, 냉간가공에 따른 변형 미세조직에 대한 연구는 거의 없었다.<sup>[4,5]</sup> 또한 합금원소 탄소의 첨가에 따른 적층결함에너지(SFE, stacking fault energy)의 증가에 대한 연구가 Hadfield강<sup>[4]</sup> 과 스테인레스강<sup>[5,6]</sup>에 있었으나, 확실한것으로 알려 지지는 않았다. 일반적으로, FCC금속에서 변형에 따른 미세조직의 변화는 SFE에 의하여 결정 되어지는데<sup>[7]</sup>, 중간이상의 높은 SFE를 갖는 구리의 경우 (약 60 mJm<sup>-2</sup>), 먼저 슬립에 의한 광범위한 변형이 일어나고, 이것이 microbands를 형성한다. 쌍정은 일어나지않고, shear bands는 전 변형 구간에서 덜 중요한것이 된다.<sup>[8]</sup> 그러나 70-30과 같이 낮은 SFE (약 15 mJm<sup>-2</sup>) 물질의 경우, 변형은 부분전위의 미끄러짐으로 시작되고, 이것이 쌍정을 만들고, shear bands를 만든다.

본 연구에서는 먼저 탄소의 함량을 달리하는 두 Hadfield강의 SFE를 투과 전자현미경의 weak beam 방법으로 구하고, 또한 냉간가공에 따른 미세조직과 texture의 변화를 연구하였다.

## 2. 실험 방법

두 Hadfield강 (HS)에 대하여, 냉간 가공에 따른 미세조직의 변화와 texture의 변화를 조사하였다. 두 HS의 화학조성은 Table 1과 같다.

Table 1. The chemical compositions of the Hadfield's steels used in this study.

	Wt. %							
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
LCHS	0.65	12.1	0.27	0.007	0.005	0.01	0.12	0.01
HCHS	1.35	13	0.06	0.016	0.007	0.01	0.11	0.03

### 2.1 시편준비

열간압연한 slab로 부터 적당한 크기의 시편

을 잘라낸 다음, 냉간 압연을 위한 시편의 크기를 5 mm X 20 mm X 10 mm로 하여, 두 HS를 상온에서 낮은 속도로, 76 mm 직경의 압연 mill에서 압연하였다. 5 mm 길이의 시편을 20 %, 40 %, 60 %, 80 %, 90 % 변형후 잘라 내었으며, 미세조직과 pole figures 등의 연구에 쓰였다.

### 2.2 광학및 전자현미경

시편을 transverse direction (TD)으로 떼어 내어 수지 또는 베이크라이트(bakelite)에 mount한후, 탄화규소 연마지와, 다이아몬드 4-8 $\mu$ m와 0-1 $\mu$ m 천을 이용하여 연마하였다. 그런 후 시편을 전기 연마하였고 Table 2 에서와 같이 sodium chromate용액에서 etching하였다.

전자현미경용 시편으로는 TD부분을 0.5-0.6 mm 두께로 잘라낸후, 시편연마 장치로 0.1 mm까지 600 번 연마지에서 연마한후, 이시편을 Table 3과 같이 두가지 방법으로 연속 하여 전기 연마 하였다.

Table 2. Electropolishing procedures of HS

Solution	Applied Voltage	Time
Sodium chromate anhydrous	80g	35V
Glacial acetic acid	400ml	5 min

Table 3. Thin foil preparation techniques for TEM in Hadfield's manganese steel.

	Apparatus	Solution	Vol./Time
1. Dimpling	Tenupol, jet	5%perchloric acid	25mA
	polisher	95% acetic acid	50 sec.
2. Windowing	specimen hold	acetic acid	1.33ml/35V
	in charged	chromic acid	25g/5-10min.
	tweezers	H <sub>2</sub> O	7ml

### 2.3 Pole figures

냉간가공한 시편을 20 mm X 20 mm 크기로 자르고, 그표면을 연마지와 10 % oxalic acid에서 연마하여, 표면에 있는 결함을 제거한다. 이 시편을 pole figures x-ray 회절기에 장치하고, 이곳에서 나오는 data를 PDP/11 computer에 연결하여 수집 하였다. 시편의 압연 방향은 X-선

Table 4. The SFE of LCHS(0.65% G)

Angle(°)*	Separation distance r*1	SFE mJm <sup>-2</sup>
70	77	24.4
71	93	20.3
66	84	21.8
52	81	19.9
52.5	88	18.4
9	47	21.5

Ave. = 21.5,  $\sigma=1.87$   
Grain size = 65  $\mu\text{m}$

The SFE of KGHS(1.35% G)

Angle(°)*	Separation distance *1	SFE mJm <sup>-2</sup>
82	76	26
80	94	20.9
67	75	24.5
42	62	23.2

Ave. = 23.65,  $\sigma=1.87$   
Grain size = 156  $\mu\text{m}$

\* the angle between the total Burgers vectors and dislocation line  
\* 1 Unit : Å

방향과 평행 하게 하였으며, 과장이 1.79 Å인 Co tube를 사용 하였다.

### 3. 실험 결과 및 고찰

#### 3.1 적층결함 에너지

냉간압연한 두HS시편의 적층결함 에너지를 투과전자현미경(TEM)의 weak beam 방법을 이용하여 구하였다.<sup>[9,10,11]</sup> 보통의 bright나 dark field에서 전자 현미경의 영상으로는 거리차이가 10 nm이하의 부분 전위를 알아볼수없다. 따라서 분해도가 뛰어난 weak beam 방법을 이용하였고, 두 HS의 SFE는 Table 4와 같다.

Table 4 에서와 같이 LCHS의 SFE는 21.51.87 mJm<sup>-2</sup> 로 낮은 적층결함에너지 물질로 판단된다. 한편 HCHS의 SFE는 탄소함량이 크게 증가하였음에도 불구하고, 23.6±51.87 mJm<sup>-2</sup> 로 매우 작은 증가를 보이고 있다. 따라서 이렇게 미세한 적층 결함 에너지 차이를 보일경우, 냉간 변형시 미세조직의 변화에는 거의 차이가 없을 것으로 생각 된다.

#### 3.2 LCHS

##### 3.2.1 광학현미경 미세조직

Fig. 1 에서와 같이, LCHS에서 변형이 진행될수록 여러각도로 변형 흔적이 나타나고, 입자들은 늘어나게된다. 약 20 %의 변형에서는 변형 흔적 (strain markings)이 입자내에 지배적이고, 마름모꼴을 이루고있다. 변형을 38 %까지 증가시키면, 입자들이 압연 방향을 따라 늘어 나게 되며, 변형흔적은 압연 방향에 평행하게 나타나게 된다. 또한 shear bands가 압연 방향에 ±35°로 나타나기 시작한다. 한편 69 % 변형에서는 shear bands가 뚜렷하게 etching되고, 지배적인 변형 기구가 된다. 84 % 변형에서는 강한 shear bands가 수직으로 증가하고 시편 전체를 지배한다. 이런 shear bands들은 거의 직선적인데 몇개의

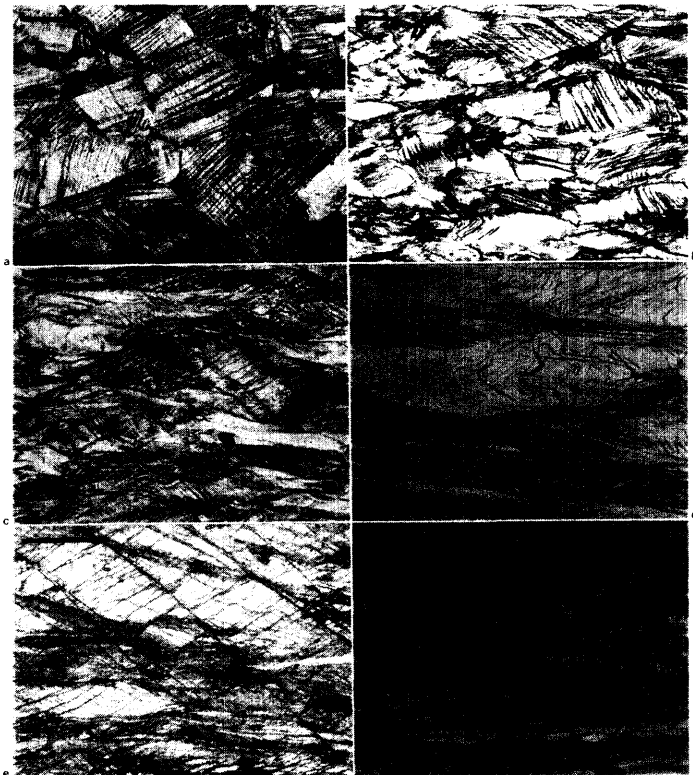


Fig. 1. Transverse direction (TD) sections of rolled LCHS etched in Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> and Marble's reagent after deformations of a23, b38, c54, d69, e84 and f92%: rolling plane trace is parallel to100 $\mu\text{m}$  marker(optical)

변형균열이 이 shear bands를 따라 일어난다. 92 % 변형에서는 강한 shear bands가 더욱 뚜렷하여지고, 거의 직선적이 된다.

3.2.2 전자 현미경 미세조직



Fig. 2. Rolled LCHS (reduction  $\epsilon$  of 22%), showing a stacking faults(SFs) and b deformation twins: rolling plane trace is parallel to  $1\mu\text{m}$  markers(TEM, TD section)

Table 5. The stacking sequence of atoms on (111) plane in FCC metals.

FCC	A	B	C	A	B	C
FCC twin	A	C	B	A	C	B
Twin from intrinsic SFs	A	B	C	A	B	C
	A		C		B	
Twin from extrinsic SFs	A	B	C	A	B	C
	A	C	B	A	C	B
HCP from intrinsic SFs	A	B	C	A	B	C
	A	B		A	B	

22 %의 변형에서는 Fig. 2에서와 같이 영킨 전위와 적층결함을 발견할수있다. 이적층결함은 전위의 이동을 방해하고 있다고 여겨지며, 또한 두께가  $0.012\mu\text{m}$  에서  $0.05\mu\text{m}$  까지되는 변형 쌍정들이 발견되고있다. Bright field 영상에서 적층결함의 종류를 결정하는 방법에 따르면<sup>12</sup>,

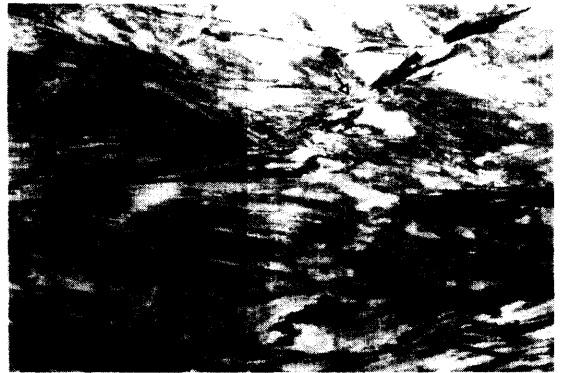


Fig. 3. Rolled LCHS ( $\epsilon=39\%$ ), showing deformation twins and shear bands: rolling plane trace is parallel to  $1\mu\text{m}$  marker(TEM, TD section)

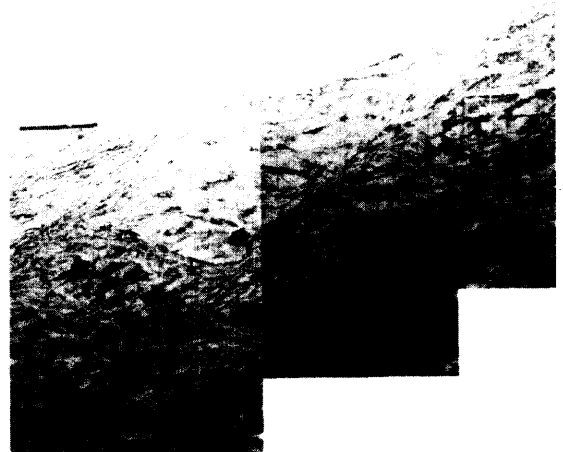


Fig. 4. Montage of rolled LCHS ( $\epsilon=60\%$ ), showing deformation twins(A) and rhomboidal shape of shear bands(B): rolling plane trace is parallel to  $1\mu\text{m}$  marker(TEM, TD section)

intrinsic형임을 알수 있다. 이러한 intrinsic형의 적층 결함이 (111) 면에 차곡차곡 쌓이므로 변형 쌍정 뿐만아니라,  $\epsilon$  마르텐사이트도 만들어 낸다. (Table 5) 39 % 변형에서는 미세조직이 더욱 복잡하여 지고, 많은 변형 쌍정들이 나타나고, Fig 3와 같이 shear bands가 압연 방향에  $35^\circ$  로 나타나기 시작한다. 이 변형에서는 적층 결함이 다른 변형형태로 변했기때문에 더이상 존재하지 않는다. 60 % 변형에서는 마름모 형태의 shear bands가 더욱 많이 나타나고, 변형의 중요 형태로 나타나게 된다. (Fig. 4) 이러한

shear bands는 낮은 SFE의 70-30 황동의 경우와 비슷하지만 높은 SFE를 갖는 구리의 경우에는 shear bands가 나타나지 않는다.<sup>[13,14]</sup> 이러한 사실은 LCHS가 낮은 적층결합에너지를 가짐을 암시한다. 한편 84%의 변형에서는 shear bands가 더욱 두꺼워지고, 여전히 압연 방향에 약 35°의 경사를 하고 있음을 알 수 있다. 이러한 사실로부터, LCHS의 변형에서는 초기에 (111)면에 intrinsic적층 결함을 형성하기 위하여 전위가 배열하게 되고, 약 22%의 변형에서는 이러한 적층결함이 변형 쌍정을 형성하기 시작한다. 40%의 변형에서는 주요 변형 형태로 변형 쌍정이 존재하고, 이때 shear bands가 나타나기 시작한다. 60%의 변형에서는 주요 변형 형태가 shear bands가 되고 변형 쌍정은 압연 방향에 거의 평행하게 배열한다. 더욱 변형을 하면 shear bands의 두께는 점점 증가하게 되나, 이것의 압연 방향과의 각도는 여전히 ±35°를 유지한다.

3.2.3 Texture

LCHS의 변형 증가에 따른 texture의 변화는 낮은 SFE의 70-30 황동<sup>[15]</sup> 또는 18/8 스테인레스강<sup>[16]</sup> 과는 다르다. 이러한 차이 점들이 Table 6에 나타나 있다. LCHS에서 texture의 발전은 주로 2가지로 구성되는데,  $\{110\}\langle 001\rangle$  전이 texture는 약 40% 변형에서 최대 강도를 보이고 있고, 그 이상의 변형에서는 강도가 점차 감소하여  $\{111\}\langle uvw\rangle$  texture와 비슷하게 되고, 92%의 변형에서는 강한  $\{111\}\langle uvw\rangle$ 와 함께 강하게 존재한다. 그러나  $\{110\}\langle 112\rangle$  texture는 80% 변형까지 점차 증가하다가, 92%의 변형에서는 감소한다. 이것은 LCHS에서의 texture는, 낮은 변형 구간에서는 70-30 황동과 비슷하나 그이상의 변형 (>60%)에서는 낮은 적층결합의 FCC금속과 매우 다르다.

Table 6. The major texture components of LCHS, 70-30 brass and 18/8 stainless steel with strains.

1. LCHS					
22%	40%	60%	80%	87%	92%
$\{110\}\langle 001\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$	$\{111\}\langle uvw\rangle$	$\{111\}\langle uvw\rangle$	$\{111\}\langle uvw\rangle$	$\{111\}\langle uvw\rangle$
$\{001\}$	$\{110\}\langle 112\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$	$\{110\}\langle 112\rangle$	$\{110\}\langle 112\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$
$\{123\}$	$\{123\}\langle 634\rangle$	$\{110\}\langle 112\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$	
$\{111\}$					
$\{112\}$					
2. 70-30 brass*					
	$\{011\}\langle 211\rangle$	$\{011\}\langle 211\rangle$	$\{001\}\langle 211\rangle$	$\{001\}\langle 211\rangle$	$\{001\}\langle 211\rangle$
	$\{123\}\langle 634\rangle$	$\{123\}\langle 634\rangle$	$\{111\}\langle 110\rangle$	$\{111\}\langle 110\rangle$	$\{111\}\langle 110\rangle$
	$\{011\}\langle 100\rangle$	$\{011\}\langle 100\rangle$	$\{233\}\langle 311\rangle$	$\{233\}\langle 311\rangle$	$\{233\}\langle 311\rangle$
	$\{112\}\langle 111\rangle$	$\{112\}\langle 111\rangle$	$\{011\}\langle 100\rangle$		
3. 18/8 stainless steel**					
	$\{110\}\langle 112\rangle$	$\{110\}\langle 001\rangle$ *		$\{110\}\langle 112\rangle$	

\* J. Hirsch and K. Lücke, 1988;  
 \*1 K.D. Hawkins, 1984  
 \*2 65% deformation

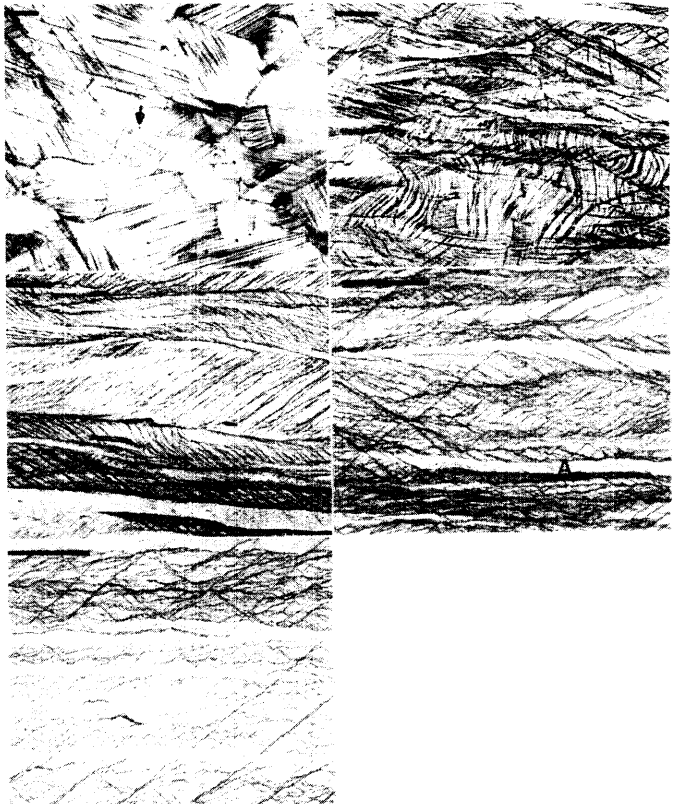


Fig. 5. Rolled LCHS (TD sections) etched in Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> and Marble's reagent after deformations of a22, b42, c61, d80 and e87%: rolling plane trace is parallel to 100µm marker(optical)

3.3 HCHS

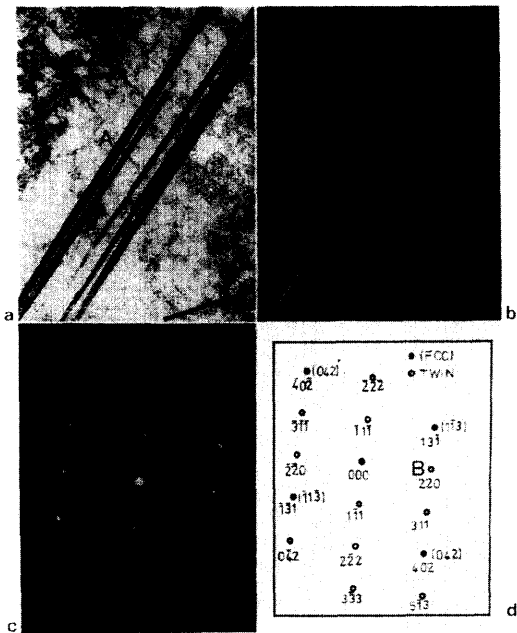
3.3.1 광학 현미경 미세조직

22% 변형에서는 변형 흔적이 Fig. 5과 같이 뚜렷하게 나타나고 있으며,

입자는 그렇게 크게 늘어 나지는 않았다. 42 %의 변형에서는 변형흔적이 LCHS와 비슷하게 널리 분포하고 있다. 그러나 61 % 변형에서는 압연 방향에 더욱 균질한 변형흔적을 보이고 있으며, 몇몇 변형 흔적은 압연 방향에 평행하게 나타나고, shear bands는 압연 방향에  $\pm 35^\circ$ 로 나타나고 있다. 한편 80 %의 변형에서는 큰 shear bands가 매우 미세한 shear bands와 함께 나타나고 있으며, shear bands는 LCHS에 비하여 균질하게 분포하고 있음을 볼 수 있다.

3.3.2 전자현미경 미세조직

LCHS의 미세구조와 다르게 약 20 %의 변형에서는 변형 쌍정과 전위세포 (Fig. 6)로 구성되어 있음을 볼수있다. 즉, HCHS에서는 적층 결



a deformation twins (A); b dark field image of deformation spot corresponds to B in d; c diffraction pattern of a; d schematic indexing of c

Fig. 6. Microstructure and diffraction pattern of rolled HCHS ( $\epsilon=20\%$ ): rolling plane trace is parallel to  $1 \mu\text{m}$  marker(TEM, TD sections)

함이 발견되지 않고있다. 이러한 적층 결함 대신에 많은 전위 세포가(입계에 고밀도의 전위가 존재) 발견 된다. 만일 전위중심에 대한 불순물 원자의 영향을 생각한다면, 불순물 원자가 많을 수

록, 전위의 이동을 막기 때문에 더 많은 수의 전위 세포를 만들것이다.<sup>[17,18,19]</sup> 따라서 HCHS에서의 전위 세포는 탄소 침입형 원자와 관계되어 있다고 생각된다. 40 % 변형에서는 두가지의 특징적 미세구조가 발견되는데, 하나는 변형 쌍정이고, 다른 하나는 shear bands이다. (Fig. 7) 또한 40 % 변형에서 shear bands가 (Fig. 7)



Fig. 7. Montage of rolled HCHS ( $\epsilon=40\%$ ), showing deformation twins(A) and formation of shear bands (B): rolling plane trace is parallel to  $0.5 \mu\text{m}$  marker(TEM, TD sections)

가 생성 되기 시작 하는데, 이것은 copper type임을 알수있다. 왜냐하면 변형 쌍정의 길이가 shear bands를 가로 질러 계속 남아있기 때문이다.<sup>[20,21]</sup> 60 % 변형에서는 변형 쌍정이 중요한 것으로 남아 있고, 2가지 형태의 shear bands가 압연 방향에  $\pm 35^\circ$ 로 등장함을 볼수있다. 하나는 copper type 이고 (Fig. 8 A), 다른 것은 brass type (Fig. 8 B) 이다. Brass type



Fig. 8. Montage of rolled HCHS ( $\epsilon=60\%$ ), showing deformation twins(T) and rhomboidal shape of shear bands-A and B are copper and brass type shear bands, respectively: rolling plane trace is parallel to  $0.5 \mu\text{m}$  marker(TEM, TD sections)

shear bands에서는 변형 쌍정이 shear bands의 입계에서 멈추게 되고, 내부에서는 길쭉한 작은 결정상들을 발견할 수 있다. 이러한 brass type shear bands는 여러개의 얇은 copper type shear bands의 모임으로 이루어 졌다고 생각 된다. 80 % 변형에서는 shear bands가 더욱 많아지고 새로운 shear bands가 생겨 나게 된다. LCHS와 비교하면, copper type의 shear bands가 더욱 뚜렷 하여지고, shear bands사이의 변형 쌍정은 LCHS의 경우와 다르게 덜 뒤틀려있다. 또한 HCP 상은 HCHS에서 발견되지 않고있다.

### 3.3.3 Texture

HCHS에서 texture의 발전은 70-30 황동과 비슷하다. (Table 7)  $\{110\}\langle 001\rangle$  과

Table 7. The major texture components of HGHS with strains.

Def.	20g	40g	60g	80g	87g
	(001)	(110) $\langle 001\rangle$	(111) $\langle uvw\rangle$	(110) $\langle 001\rangle$	(110) $\langle 112\rangle$
	(123)	(123) $\langle 634\rangle$	(110) $\langle 001\rangle$	(111) $\langle 110\rangle$	(111) $\langle 110\rangle$
	(112)	(110) $\langle 112\rangle^*$	(110) $\langle 112\rangle$	(110) $\langle 112\rangle$	
	(111)		(123) $\langle 634\rangle$		
	(113)				

\* minor component

$\{123\}\langle 634\rangle$  전이 texture는 40 % 변형에서 강하게 나타나고, 변형이 증가할수록 감소하는 반면  $\{111\}\langle uvw\rangle$  전이 texture는 약 60 % 변형에서 일어나고, 87 % 변형에서 까지 강하게 존재한다. 이러한 사실을 70-30 황동과 비교하면, HCHS의 적층 결함 에너지는 70-30 황동과 비슷함을 알 수 있다. 즉, 낮은 적층 결함에너지를 가질것으로 예상할수 있다.

## 4. 결론

냉간 압연한 LCHS와 HCHS 사이에는 미세 조직과 texture에 커다란 차이가 있다. 즉, 초기 변형 단계에서, LCHS에서는 intrinsic 적층결함이 변형 쌍정을 유도하여 내지만, HCHS에서는 나사 쌍정 전위가 변형 쌍정을 만들어 내고 있다. 변형이 증가 할수록 brass type shear bands가 LCHS에서 나타나지만, HCHS에서는 copper type 과 brass type이 동시에 나타남을

알수 있다. 이러한 특징적인 미세 구조는 주로 적층 결함 에너지, 변형온도, 결정방향에 영향을 받는데, 그중에서, 적층결함에너지가 (SFE)가 가장 큰 영향을 미치는 것으로 알려져있다.<sup>[7,22]</sup> 그러나 본 연구에서는 SFE의 차이가 미세구조조직의 차이에 영향을 못 미치는것으로 생각되어 진다. 왜냐하면 LCHS와 HCHS의 SFE 차이가 약 2 mJm<sup>2</sup> 이기때문이다. 이러한 것은 LCHS에서 탄소와 같은 용질원자가 변형 동안 편석되어 영향을 미치는 것으로 여겨진다. 이것은 본 연구에서 생략한 Mossbauer Spectroscopy결과에 의하면 분명하여진다. 그러나 HCHS에서는 탄소의 편석이 일어나지 않는다 생각된다. 한편 LCHS와 HCHS에서 압연 texture는 70-30 황동과 비슷함을 알수있다.<sup>[23]</sup> LCHS에서의 초기 texture는 70-30 황동과 비슷하나 40 % 이상의 변형에서는 탄소 편석에 의한 상 변화가 texture의 전이를 방해한다고 생각된다. 따라서  $\{111\}\langle uvw\rangle$ 와  $\{110\}\langle 001\rangle$  texture가 약 92 %의 변형에서 일어나고있다. 한편 HCHS에서는 약간의 불균질성이 40 % 변형에서 shear bands때문에 나타나나, texture의 변형에 따른 변화는 상의 변화가 없으므로, 순조롭게 진행되는것으로 생각 된다. 즉,  $\alpha$ 상 변화가 texture의 이상 현상에 중요한 기여를 하는것으로 여겨진다.

## 5. 참고문헌

1. P. H. Alder, G. B. Olson and W. S. Owen, Met. Trans. , Vol. 17A, p 1725, 1986.
2. Y. N. Dastur and W. C. Leslie, Met. Trans. A, Vol. 12A, p 749, 1981.
3. K. S. Raghavan, A. S. Sastri and M. J. Marcinkowski, Trans. AIME, Vol. 245, p 1569, 1969.
4. P. Yu. Volosevich, V. N. Gridnev and Yu. N. Petrov, Fiz. Metal. Metalloved., Vol. 40, No. 3, p 554, 1975
5. R. E. Schramm and R. P. Read, Met. Trans. A, Vol. 6A, p 1345, 1975.
6. P. J. Brofman and G. S Ansell, Met.

- Trans. A, Vol. 9, P 879, 1978.
7. A. S. Malin, Ph. D Thesis, UNSW, 1978.
  8. A. S. Malin and M. Hatherly, *Met. Sci.*, Vol. 13, p 463, 1979.
  9. D. J. H. Cockayne, I. L. F. Ray and M. J. Whelan, *Phil. Mag.*, Vol. 20, p 1265, 1969.
  10. D. J. H. Cockayne, M. L. Jenkins and I. L. F. Ray, *Phil. Mag.*, Vol. 24, p 1383, 1971.
  11. D. J. H. Cockayne, I. De Physique, Colloque C7, Supplement au n 12, Tome 35, p C7-141, 1974.
  12. J. Van Landuyt, R. Gevers and S. Amelincks, *Phy. Stat. Sol.*, Vol. 18, p 167, 1966
  13. P. T. Wakefield and M. Hatherly, *Met. Sci.*, P 109, 1981.
  14. A. S, Malin and M Hatherly, *Met. Sci.*, p 463, 1979.
  15. W. B. Hutchison, B. J. Duggan and M. Hatherly, *Metals Technology*, p 398, 1979.
  16. K. D. Hawkins, B. Sc. Thesis, UNSW, 1984.
  17. R. E. Smallman, "Modern Physical Metallurgy", 4th ed., Butterworths, p 261, 1985.
  18. R. W. Cahn and P. Haasen, "Physical Metallurgy", 3rd ed., North-Holland Physics Publishing, p 1104, 1983.
  19. I. Dillamore and H. Kato, *Met. Sci.*, Vol. 8, p 21, 1974.
  20. D. Juul Jensen, N. Hasen and F. J. Humphreys, *Acta Metal.*, Vol. 33, No. 12, p 2155, 1985.
  21. M. Hatherly, "International Conference on Strength of Metals and Alloys". Pergamon Press, Oxford and New York, p 1181, 1983.