연강에서 상온 변형 기구에 미치는 냉각 속도의 영향

김성수^{1,*}·이윤상²·김영석³

¹한국원자력연구원 자력재료안전연구부
²한국원자력연구원 연구로핵연료기술개발부
³한국원자력연구원 원자력소재개발부

The Effects of Cooling Rate on Deformation Mechanism at Room Temperature in Mild Steel

SungSoo Kim^{1,*}, Yoon Sang Lee², and Young Suk Kim³

¹Korea Atomic Energy Research Institute, Reactor Nuclear Materials Safety Research Division, Daejeon 34057, Republic of Korea

²Korea Atomic Energy Research Institute, Nuclear Fuel Technology of Research Reactor Division, Daejeon 34057, Republic of Korea

³Korea Atomic Energy Research Institute, Nuclear Materials Development Division, Daejeon 34057, Republic of Korea

Abstract: The deformation mechanism at room temperature in water quenched (WQ) and furnace cooled (FC) mild steels was investigated in a plane tilted 45° from the tensile direction, using electron back scattered diffraction, XRD, and TEM. The occurrence of (211) twinning was confirmed by pole figures and the slip systems were analyzed by variation in full width half maximum during tensile deformation. In WQ steel the deformation occurred through both (211) twinning and (110) slip in the low strain region, and by (211) slip in the high strain region. However, in FC the deformation was produced by both (211) twinning and (211) slip in the low strain region and (211) twinning and (110) and (211) slip in the high strain region in FC.

(Received May 27, 2016; Accepted June 23, 2016)

Keywords: alloys, deformation, twinning, XRD, deformation mechanism

1. 서 론

상용 원자로는 몇 가지 형태가 있지만, 기본적으로 핵연료의 핵분열에 의해 발생하는 열을 이용하여 증기를 만들어 전력을 생산하는 시스템으로 핵연료의 냉각 및 열의 전달에는 고온 및 고압의 물을 사용한다 [1]. 물과 접촉하는 원자로의 구조 재료는 내식성을 필요로 하므로 핵연료를 냉각시키는 1차 측에는 오스테나이트(austenite)계 스테인리스(stainless) 강이나 니켈(Ni) 베이스 합금을 사용하고 경제성을 고려하여 탄소강을 사용할 때는 스테인리스 강을 클래딩(cladding) 처리하여 사용한다. 원자로의 구조재료로 사용되는 탄소강관은 seamless pipe 형태로 A106 grade B라는 규격이며, 화학 조성은 연강(mild steel)의 범위이다 [2].

연강은 체심입방(body centered cubic, BCC) 결정 구조의 페라이트(α -Fe)로 구성되며 α -Fe는 슬립과 (211) $\bar{1}$ 11> 쌍정 기구로 변형된다고 알려져 있다 [3-5]. 쌍정에 의한 변형은 결정의 회전을 수반하므로 변형 전후의 집합조직의 차이가 크지만 전체 변형에 기여는 제한적이라는 특징이 있다. 이에 반해, 슬립은 총 변형에 크게 기여하지만 슬립은 결정의 점진적인 회전을 일으키기 때문에 집합조직의 변화가 크지 않다.

쌍정 변형에 따른 집합조직의 변화는 육방조밀(hexagonal close packed, HCP) 결정 구조의 Zr-2.5%Nb 합금에서 체계적으로 연구된 바 있다 [6]. 또한, Zr-2.5%Nb 합금에서 HCP 결정의 α -Zr은 c-축 방향으로 인장 응력이 작용하면 (10 $\bar{1}$ 2) 쌍정 변형이 작용한다. 이 재료는 750 °C에서 열처리 후 노냉하면 기저면 성분(c-축)이 높은 방향으로 인장할 때 항복점 현상이 나타난다 [7]. 이 현상은 쌍정 변형이 개시(initiation)될 때 높은 응력을 필요로 하고 전파(propagation)할 때 큰 응

*Corresponding Author: SungSoo Kim

[Tel: +82-42-868-2061, E-mail: sskim6@kaeri.re.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical composition of mild steel.

elements	Fe	Mn	Si	N	C	P	S
[%]	Bal.	0.81	0.29	0.004	0.23	0.02	0.006

Fig. 1. Schematic illustration of specimen preparation: a) strain-stress curves in interrupted specimens, b) specimen preparation in as-received and interrupted strain, and c) specimen preparation after fracture.

력을 필요로 하지 않기 때문이다. 즉, 쌍정이 개시되려면 쌍정 계면이 형성되어야 하고 이때 높은 응력이 필요하기 때문에 항복점 현상이 나타나고, 쌍정 전파 단계에서는 쌍정의 작용을 변형이 일어나므로 가공 경화 없이 변형되기 때문이다. α -Zr에서 쌍정에 의한 변형이 완료되면, 쌍정으로 회전된 결정은 슬립이 용이해지게 되어 슬립으로 변형되며 가공 경화 현상을 나타내게 된다. 연강의 항복점 거동은 Zr-2.5%Nb 합금에서 c-축으로 집중된 방향으로 인장할 때 쌍정 변형이 일어나는 경우와 유사한 측면이 있다 [8].

상온에서 연강의 인장 변형 과정에서 작용하는 변형 기구와 변형 쌍정이 집합조직의 변화에 미치는 영향은 거의 연구된 바 없으며, 특히 항복점이 나타나는 적은 변형 구간에서 쌍정이 작용하는지는 확인되지 않았다. 따라서 본 연구는 급냉 및 서냉 처리된 연강에서 상온 인장 변형에 따라 작용하는 변형 기구와 변형 쌍정의 작용에 의한 집합조직의 변화에 대하여 체계적으로 조사하였다. 상온 인장에서 작용하는 변형 기구와 집합조직의 변화를 효과적으로 분석하는 방법에 대

Fig. 2. Strain-stress curves at 22 °C in water quenched (WQ) and furnace cooled (FC) mild steel.

하여 논의하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 연강은 직경 10 mm 봉으로 화학 조성은 표 1에 나타내었다. 탄소 함량은 0.23%로 일반적인 연강의 탄소 규격 0.1-0.2%보다 약간 높은 편이다. 냉각 속도가 변형 기구와 집합조직 변화에 미치는 영향을 분석하기 위하여 950 °C에서 1시간 용체화 처리 후 수냉(water quenching, WQ)과 노냉(furnace cooling, FC) 처리하였다.

인장 시험은 봉상 인장 시험편을 사용하여 22 °C에서 $6.6 \times 10^{-6} / s$ 의 변형률로 실시하였다. 인장 시험은 그림 1 a)에 보인 바와 같이 낮은 변형에서 인장 시험이 중지되어 변형 거동의 분석에 사용되었다. 이때 WQ 및 FC에 실제 가해진 소성 변형량은 그림 1 b)에 나타난 바와 같이 각각 0.3% 및 3.3%이다.

집합조직의 변화를 관찰하기 위하여 시험편은 그림 1 b) 및 c)와 같이 인장 방향에서 45° 기울여지도록 채취하였다. 인장 시험이 완료된 시험편은 그림 1 c)에 나타난 바와 같이 균일 연신 부분에서 채취하였다. 그림 2에 나타난 응력-변형 곡선에서 알 수 있듯이 최대 하중에서의 소성 변형량은 WQ에서 9%, FC에서 24%로 확인되었다.

변형에 따른 결정 방위 변화와 집합조직은 후방 산란 전자 회절 (electron back scattered diffraction, EBSD)로 관찰하였다. EBSD 관찰을 위하여 시험편은 #2000까지 연마한 후 10% 과염소산이 첨가된 메탄올(10% perchloric + methanol) 용액으로

Fig. 3. Microstructure variations with a) as-received, b) 0.3% strain, and c) 9% strain in water quenched mild steel.

상온에서 전해 연마하였다.

EBSD는 시험편의 3차원적인 결정의 분포를 확인하는데 유용하지만, 집합조직의 분석에 활용되는 시험편의 범위가 제한되는 한계가 있다. 이를 보완하기 위하여 동일한 시험편을 CuK α X-ray로 회절 분석하고, 이를 바탕으로 역 극점도 (inverse pole figure)를 작성하였다. 역 극점도는 아래의 식에 따라 시험편의 회절 강도를 랜덤(random) 회절 강도로 나누고, 이를 회절선 수로 정규화(normalization)하여 집합조직 계수(texture coefficient, TC)를 구하여 역 극점도에 등고선으로 나타내었다 [9].

$$TC_{(hkl)} = I_{(hkl)} / I_{R(hkl)} / (1/n \sum I_{(hkl)} / I_{R(hkl)}) \quad (1)$$

여기서 $TC_{(hkl)}$ 는 (hkl)면에서의 집합조직 계수(texture coefficient, TC), $I_{(hkl)}$ 는 집합조직이 형성된 시험편에서 (hkl)면의 회절 강도, $I_{R(hkl)}$ 는 random 시험편에서 (hkl)면의 회절 강도로 JCPDS에 보고된 값, n은 계산에 사용된 회절면의 수이다.

Fig. 4. Microstructure variations with a) as-received, b) 3.3% strain, and c) 24% strain in furnace cooled mild steel.

투과전자현미경(transmission electron microscope, TEM) 관찰 시험편은 변형하지 않은 시험편과 WQ 및 FC에서 각각 0.3% 및 3.3% 변형된 시험편이 채취되었다. TEM 관찰 면은 집합조직 관찰 면과 동일하게 인장 방향에서 45° 기울어진 면으로 채취되었다. 두께가 100 μ m 이하가 되도록 기계적으로 연마하고 -35-40 $^{\circ}$ C에서 10% 과염소산이 첨가된 메탄올 용액에서 전해 연마하였다.

3. 결 과

WQ에서 0%, 0.3%, 9% 변형된 시험편의 미세조직과 결정 방위 분포 변화는 그림 3에 나타내었다. 표 1에 보인 바와 같이 본 연구에 사용한 연강은 탄소량이 0.23%이므로 용체화 처리 이후의 냉각 속도에 따라 WQ 시험편은 페라이트(ferrite)/마르텐사이트(martensite) 조직으로 이루어져 있다. 페라이트 결정립의 크기는 20 μ m 정도이고, 라스(lath)의 길이와 폭은 각각 5 μ m와 0.2 μ m 정도이다. WQ에서 0.3%의 인장 변형은 결정립의 크기와 결정 방위 분포에 거의 영향을 미

Fig. 5. Microstructure variations with a) as-received, b) 0.3% strain, and c) 9% strain in water quenched mild steel.

치지 않는 것으로 나타났다. 이에 반해 9% 변형은 결정립의 크기를 현저하게 증가시키고 방위 분포도 크게 변화시킨다.

FC에서 0%, 3.3%, 24% 변형한 시험편의 미세조직과 결정 방위 분포 변화는 그림 4에 비교하여 나타내었다. FC 시험편은 탄소 농도가 0.23%이므로 페라이트/펄라이트(pearlite) 조직을 가지고 있다. FC의 결정립은 WQ보다 조대한 편이며, 약 40 μm 정도의 크기를 가지고 있다. FC에서 3.3%의 인장 변형은 결정의 크기를 약간 미세화 시키고 결정 방위 분포의 변화를 일으켰다. 24%의 인장 변형은 결정립을 더욱 미세화 시키고 결정 방위도 현저하게 변화시켰다.

Fig. 6. Microstructure variations with a) as-received, b) 3.3% strain, and c) 24% strain in furnace cooled mild steel.

그림 5는 WQ에서 소성 변형양에 따른 (211) 집합조직의 변화를 EBSD로 측정하여 나타낸 것이다. WQ에서 변형 전 (211) 극은 3차원 공간 전체에 걸쳐 골고루 분산되어 있다. 그림 3에 보인 결정 방위 분포 측정과 같은 배율로 측정하면, 소성 변형양이 0.3% 및 9%로 증가하여도 (211) 극의 분포는 거의 변화하지 않는다. 이 이유는 앞서 언급한 바와 같이 WQ에 형성된 라스의 폭은 0.2 μm 정도이나 EBSD 분석에서 분해능은 1 μm 정도이므로 쌍정의 작용을 충분히 분리해 낼 수 없으므로 집합조직의 변화를 확인할 수 없었기 때문으로 판단된다.

Fig. 7. Inverse pole figure variations with a) as-received, b) 0.3% strain, c) 9% strain in water quenched mild steel.

그림 6은 FC에서 변형에 따른 (211) 집합조직의 변화를 비교하여 나타낸 것이다. (211) 극은 인장 변형 전에 약간 모여 있는 곳도 있지만 3차원 공간에 분산되어 있다. 3.3% 인장 변형되면 (211) 극 수가 늘어나며 더욱 분산된다. 24%의 변형되면 (211) 극은 더 증가하며, 이것은 변형 전의 WQ (211) 극 수와 유사하다. 이렇게 변형의 증가에 따라 (211) 극 수가 증가하는 것은 (211) 쌍정이 작용한다는 의미이다. 왜냐하면, 쌍정 변형은 새로운 극을 형성시키기 때문이다.

X선 회절(X-ray diffraction, XRD)를 이용하여 측정한 WQ의 역 극점도의 변화를 그림 7에 비교하여 나타내었다. WQ는 변형 전 (112)과 (100) 극에서 랜덤보다 높은 값을 보이는 반면, 0.3% 변형이 가해지면 (112)과 (100)은 낮아지고 (110)은 높아진다. WQ는 변형이 0.3%에서 9%로 증가하여도 집합조직은 거의 변화하지 않는다. 이것은 그림 5 b)와 c)에 보인 (211) 집합조직의 변화와 잘 일치한다. (211) 변형 쌍정이 작용하면 인장 축에서 45° 기울어진 면에서 (211) 면은 감소하고 (110) 및 (222) 면은 증가하게 된다. 본 실험에서 역 극점도는 인장 축으로부터 45° 기울어진 면에서 집합조직의 변화를 관찰한 것이며, WQ에서 나타나는 역 극점도의 변화는

Fig. 8. Inverse pole figure variations with a) as-received, b) 3.3% strain, and c) 24% strain in furnace cooled mild steel.

결정의 회전 예측과 일치하므로 (211) 변형 쌍정의 작용에 의한 것임을 알 수 있다 [3-5].

그림 8은 FC에서 변형에 따른 역 극점도의 변화를 비교하여 나타낸 것이다. FC는 WQ와 달리 (100), (112), (310) 극에 약간 집중되어 있다. 3.3%까지의 변형은 (100), (112), (310) 극의 밀도를 낮추고 (110) 극의 밀도를 증가시킨다. 24%의 변형은 (110) 극의 밀도를 상승시키지만 (100)과 (310)의 밀도도 높인다. 이와 같은 집합조직의 변화는 (211) 쌍정의 작용과 슬립(slip)의 작용에 의한 것으로 판단되며 아래에서 상세히 논의할 것이다.

TEM을 이용하여 관찰한 WQ 및 WQ+0.3% 변형 시험편의 미세조직은 그림 9에는 나타내었다. 그림 9 a)에 보인 바와 같이 WQ는 페라이트와 라스가 섞여 있는 조직이다. 그림 9 b)에 보인 0.3% 변형 시험편은 라스 내부에 쌍정 변형이 일어난 것을 알 수 있다. 이 결과는 그림 7 a) 및 b)에 나타낸 역 극점도 결과와 잘 일치하며 변형 초기에 (211) 쌍정이 작용한다는 것을 확인할 수 있다.

그림 10은 TEM을 이용하여 관찰한 FC 및 FC+3.3% 변형 시험편의 미세조직을 나타낸 것이다. 그림 10 a)는 변형하지

Fig. 9. Microstructure variations with a) as-received and b) 0.3% strain in water quenched mild steel.

않은 FC에 대한 것으로 조대한 페라이트와 탄화물의 층상 조직인 펄라이트로 되어 있다. 그림 10 b)는 FC+3.3% 시험편에 대한 것으로 TEM으로 관찰에 의해서 쌍정이 직접적으로 관찰되지 않았다. 다만, 페라이트 조직에서 상온 변형으로 형성된 전위는 관찰할 수 있었다.

4. 논 의

WQ 시험편은 페라이트/마르텐사이트 조직, FC 시험편은 페라이트/펄라이트 조직을 가지고 있다 [10]. 탄소강에서 펄라이트는 서냉 하면 형성되는데, 0.23%의 탄소 중에서 페라이트와 탄화물의 층상 조직이 형성되면서 탄소가 소모되므로 FC 상태의 페라이트는 매우 낮은 농도의 탄소를 가진 α -Fe이다. 또한, WQ 및 FC는 냉각 속도의 변화에 따라 그림 3 a) 및 그림 4 a) 보인 바와 같이 초기 결정 방위와 집합조직도 다르다.

본 연구에서 집합조직의 변화를 관찰한 면은 인장 방향에서 45°회전된 면이므로 (211) 쌍정과 (110) 및 (211) 슬립 면에서 전단 응력이 최대가 되어 작용이 가장 용이하다. 따라서

Fig. 10. Microstructure variations with a) as-received and b) 3.3% strain in furnace cooled mild steel.

Table 2. Ratio of full width half maximum (WQ/FC $\times$ 100) in mild steel.

Planes	(110)	(200)	(211)	(310)	(222)
WQ _{FWHM} /FC _{FWHM} $\times$ 100 (%)	130	350	333	388	293

이들 면의 반가폭(full width half maximum, FWHM)의 변화를 관찰하면 변형 과정에서 주로 어떤 성분의 슬립이 일어났는지 알 수 있다. FWHM은 변형된 결정의 특정 면에 잔류되어 있는 탄성 변형과 관련된 정보를 담고 있기 때문이다.

표 2에는 냉각 전(as-received) 상태의 WQ 및 FC 시험편에 대한 FWHM의 비율을 나타내었다. WQ는 FC에 비하여 결정 면에 따라 130%에서 390% 정도 크다. 즉, WQ는 변형 전에 FC에 비하여 훨씬 높은 반가폭을 가지며, 이것으로부터 WQ 과정에서 페라이트/마르텐사이트 조직이 형성되면서 높은 탄성 변형이 잔류하고 있다는 것을 알 수 있다.

이런 차이를 확인하기 위하여 WQ 및 FC의 변형 전과 후의 FWHM과 변형에 의한 FWHM 변화율($\text{variation\%} = (\text{FWHM}_1 - \text{FWHM}_0) / \text{FWHM}_0 \times 100$)을 각각 표 3 및 4에 나타내고, 이 변화율은 그림 11에 도시하였다.

WQ에서 (110) 면의 FWHM은 0.3% 변형에서 19% 증가하

Table 3. Full width half maximum and its variation with strain in WQ mild steel.

strain [%]	0	0.3	9
(110) [degree], (variation % = $(FWHM_i - FWHM_0) / FWHM_0 \times 100$)	0.26, (0)	0.31, (+19)	0.21, (-19)
(112) [degree], (variation % = $(FWHM_i - FWHM_0) / FWHM_0 \times 100$)	0.50, (0)	0.41, (-18)	0.59, (+18)

Table 4. Full width half maximum and its variation with strain in FC mild steel.

strain [%]	0	3.3	24
(110) [degree], (variation % = $(FWHM_i - FWHM_0) / FWHM_0 \times 100$)	0.20, (0)	0.20, (0)	0.24, (+20)
(112) [degree], (variation % = $(FWHM_i - FWHM_0) / FWHM_0 \times 100$)	0.15, (0)	0.18, (+20)	0.43, (+187)

Fig. 11. (110) and (211) FWHM variation with tensile strain in water quenched and furnace cooled mild steel.

고, 9% 변형에서 19% 감소한다. 반면, (211) 반가폭은 0.3% 변형에서 18% 감소하고, 9% 변형에서 18% 증가한다. WQ는 0.3% 변형에서 (110)의 FWHM은 증가하고 (211)의 FWHM은 감소하므로 0.3%까지의 변형의 (211) 쌍정과 (110) 슬립에 작용으로 변형한다는 의미이다. WQ는 9%까지 변형하면 (110)의 FWHM은 20% 감소하고, (211)의 FWHM은 20% 정도 증가하므로 대부분의 변형은 (211) 슬립의 작용한 것이라는 의미이다.

FC는 WQ와 다르게 급격한 반가폭의 급격한 역전 현상은 없다. FC는 3.3% 변형에서 (110)의 반가폭의 변화는 거의 나타나지 않고 (211) 반가폭은 20% 정도 증가한다. 이것은 FC는 변형 초기에 주로 (211) 쌍정과 (211) 슬립의 작용에 의하여 변형된다는 뜻이다. FC는 24%까지 변형하면 (110)의 FWHM은 약 20% 정도의 증가하고, (211)의 FWHM은 지속적으로 187% 증가한다. 이것은 24% 변형될 때 주로 (211) 슬

Table 5. Summary of deformation mechanisms in WQ and FC mild steel.

condition	in low strain region	in high strain region
WQ	(211) twinning (110) slip	(211) slip
FC	(211) twinning (211) slip	(211) slip (110) slip (211) twinning

립의 작용으로 일어나고, 부가적으로 (110) 슬립에 의해 변형이 일어난다는 의미이다.

표 5는 WQ와 FC에서 소성 변형량이 각각 0.3% 및 3.3%와 9% 및 24%일 때 작용한 변형 기구를 요약한 것이다. WQ는 0.3% 변형까지는 (211) 쌍정과 (110) 슬립의 작용으로 변형하고, 그 이후 9%까지의 변형은 (211) 슬립에 의하여 변형한다. FC는 3.3%까지 변형될 때까지는 (211) 쌍정과 (211) 슬립으로 변형되고, 24%까지 변형될 때는 주로 (211) 슬립으로 작용으로 변형되고, 부가적으로 (211) 쌍정과 (110) 슬립으로 변형된다. 이 분석을 바탕으로 그림 7 및 8에 나타난 역 극점도에 작용하는 변형 기구를 화살표로 나타내었다.

표 4에 나타난 바와 같이 WQ의 (110) 및 (211) 반가폭은 FC에 비하여 각각 130% 및 330% 정도이다. 이 결과는 WQ에서 더 높은 농도의 탄소가 고용되어 있다는 것과 연관된 것으로 보인다. 즉, α -철은 BCC 구조이므로 고용 탄소는 사면체 자리(tetrahedral site)에 놓이게 된다. 이 이유는 BCC에서 가장 큰 침입형 자리(interstitial site)가 사면체 자리이기 때문이다. 이 자리는 격자의 좌표계에서 0, 1/2, 1/4 이며, 이 자리는 (211) 면에 놓인다 [11]. 이런 이유로 WQ에서는 초기 변형에서 (211) 슬립은 작용하지 않고 (110) 슬립만 작용하게 되는 것이다. 이와 같이 WQ 및 FC 연강의 변형 기구 차이는 냉각 속도에 따른 미세조직 차이와 고용 탄소 농도 차이 때문이다.

그림 1 a) 및 2에 보인 바와 같이 WQ는 항복점을 나타내지 않고 FC는 항복점을 나타낸다. 고용 탄소의 농도는 WQ에서 높고 FC에서 낮을 것으로 예상되므로, 연강에서 나타나는 항복점의 형성 여부는 고용 탄소 농도 차이 만에 의해 결정되는 것은 아닌 것으로 보인다.

연강에서 나타나는 항복점 현상은 변형 초기에 높은 응력에서 고 항복점이 나타나고 그 후 응력이 감소하여 가공 경화 없이 수% 정도의 변형이 지속되는 저항복점을 나타내는 것이다. 이 현상은 연강에 함유된 침입형 원자들이 전위를 고착하고 있다 해방되면서 나타나는 것이라는 설명이 제안되었다 [12]. 그 후 이 현상은 고 항복점에서 전위 밀도가 급격히

증가하여 가동 전위의 이동 속도가 낮아지기 때문에 나타나는 것이라는 설명이 제안되었다 [13]. 현재까지 이 설명 외에는 적절한 다른 제안이 없는 상황이다.

한편, Smallman은 Ni_3Fe 규칙 합금에서 규칙화 처리 시간 증가에 따라 항복점이 어떻게 달라지는지를 체계적으로 연구하여 규칙화 정도의 증가에 따라 고 항복점의 크기가 증가하는 보인 바 있다 [14]. 즉, Ni_3Fe 에서 항복점 형성의 원인은 규칙화 처리되어 단 범위 규칙(short range order, SRO) 규칙상 또는 장 범위 규칙(long range order, LRO)이 형성되는 경우 변형 과정에서 전단될 때 나타나는 것으로 해석되었고 적어도 이 재료에서는 매우 타당하다. 또한, 항복점 현상은 연강 외에도 황동 [15]과 알루미늄 [16]에서도 나타나는 것으로 보고되어 있으므로 적어도 그 원인은 침입형 원자에 의한 전위의 고착(pinning)과 해방(unpinning)에 의한 개념으로는 적절히 설명되지 않는다.

현재로서는 항복점의 형성 원인을 명확히 결론지을 수 없을 것으로 판단된다. 다만, 연강, $\text{Zr-2.5\%Nb}$ [6], 황동 [15], 알루미늄 [16] 합금에서 항복점이 나타나는 조건은 FC 상태라는 공통점을 가지고 있다. 이것은 냉각 속도가 낮을 때 형성되는 상이나 조직과 관련되어 있다는 의미이다. 연강이나 $\text{Zr-2.5\%Nb}$ 합금은 규칙 합금은 아니지만, FC 과정에서 SRO 상이 형성되고, 변형 초기에 이 SRO 상의 전단에 의해 나타나는 현상으로 추측된다.

슬립이나 쌍정에 의한 변형 기구의 작용은 가장 높은 전단 응력이 걸리는 면에서 일어난다 [17]. 즉, 인장 방향과 슬립면 또는 쌍정 면의 각도가 45° 가 될 때 가장 잘 작용한다. 그러나 위에서 설명한 바와 같이 슬립에 의한 변형은 점진적인 결정의 회전을 일으키므로 슬립의 작용은 집합조직의 변화로 확인하기 어렵다. 이에 반하여 쌍정의 작용은 결정의 회전을 수반하므로 쌍정의 작용 여부는 집합조직 변화로부터 확인할 수 있으므로 이에 대하여 심층적으로 논의하고자 한다.

다결정 재료는 변형 과정에서 주위 결정과 양립성(compatibility)을 유지하면서 변형되며, 쌍정이 일어나는 결정은 주위의 결정 방위와도 관련되어 있고 쌍정 전단(twinning shear) 방향에 따라서도 달라진다. 따라서 45° 로부터 어느 정도 떨어진 각도에 있는 결정에서도 쌍정 변형이 일어나게 된다. 즉, 본 연구에 사용한 재료는 다결정이고, 인장 방향에서 어느 정도의 범위를 갖는 결정에서 쌍정 변형이 일어나므로 쌍정의 작용으로 인장 방향에서 45° 떨어진 면에서 특정 면의 밀도는 증가시키거나 감소시킨다.

철에서 쌍정 변형 기구는 $(112)\langle 111 \rangle$ 시스템으로 알려져

Table 6. Texture coefficients of inverse pole figure determined by XRD with tensile strain in WQ mild steel.

planes	WQ (0%)	0.3% strain	9% strain
(110)	1.65	1.51	1.42
(200)	0.92	0.96	0.84
(211)	1.04	0.97	0.97
(310)	0.72	0.75	0.91
(222)	0.67	0.82	0.85

있다 [3-5]. (211)로부터 45° 가까이 기울어진 면은 (420), (211), (442), (310) 면이고 이들은 각각 43° , 48° , 47° , 50° 정도 기울어져 있다 [18]. 즉, 이들에 수직한 방향으로 인장 응력을 가하면 (211) 면에 가장 큰 전단 응력이 발생하고 (211) 쌍정 변형이 일어난다. 따라서 변형 전후 이들의 변화를 관찰함으로써 쌍정 변형의 작용 여부를 확인할 수 있다. 그러나 이 방법은 인장 축에 이런 면들이 수직하게 놓여 있을 경우에만 확인 가능하므로 인장 축에 수직한 면에서 관찰하여야 한다. 또한 (211)과 (310)을 제외하고는 면간 거리가 작은 높은 지수의 면들로 $\text{Cu K}\alpha$ X-ray를 사용하여 (420)과 (442)면은 X-ray 광학의 한계로 회절 선을 얻을 수 없다. 따라서 인장 방향에서 수직한 면에서 $\text{Cu K}\alpha$ X-ray를 사용하여 역 극점도를 분석하는 방법은 쌍정의 발생 여부를 적절히 확인하기 불가능하다.

한 가지 다른 방법은 본 연구에서와 같이 인장 축에 45° 회전된 면에서 인장 변형 전후에 쌍정 면의 밀도의 변화를 확인하는 것이다. 이 방법의 장점은 전단 응력이 최대가 되는 면에서 쌍정 변형이 일어나는 지를 직접적으로 확인할 수 있다는 것이다. 즉, 쌍정 변형이 일어나면 쌍정 변형이 일어난 부분은 결정의 회전이 일어나므로 (211) 회절 강도 감소가 나타날 것이다. 이를 세부적으로 설명하면, (211) 쌍정이 작용하면 인장 축에서 45° 기울어진 면에서 (211) 면 밀도는 감소하고 (110) 및 (222) 면은 증가하게 된다.

또 다른 방법은 EBSD 분석을 통하여 변형에 따른 극의 변화를 확인하는 것이다. 그림 6에 보인 EBSD 결과는 변형의 증가에 따라 FC에서 (211) 극의 증가를 보인다. 쌍정의 작용은 결정의 회전을 일으켜 새로운 극을 형성하므로 적어도 FC에서 극 수가 증가하는 것은 (211) 쌍정의 작용으로 잘 설명될 수 있다.

EBSD 분석의 장점은 분석 면에 대한 3차원 결정 방위 분석이 가능하다는 것이지만, 결정립의 크기와 EBSD는 배율에 따라 다르지만 최대 1 mm^2 정도의 범위를 분석하는 한계를 가진다. 이에 반해 XRD는 적어도 수 십 mm^2 정도의 면적에 대한 X-ray 분석의 결과를 사용하므로 더 포괄적인 집합

Table 7. Texture coefficients of inverse pole figure determined by XRD with tensile strain in FC mild steel.

planes	FC (0%)	3.3% strain	24% strain
(110)	0.99	1.53	1.25
(200)	1.15	0.83	1.01
(211)	1.19	0.95	0.82
(310)	1.04	0.90	1.11
(222)	0.63	0.78	0.80

Fig. 12. Texture variations with tensile strain in water quenched and furnace cooled mild steel.

조직 변화 정보를 확인하는 데는 XRD를 이용한 역 극점도 분석이 더 유리하다고 할 수 있다.

상온 변형 과정에서 작용한 슬립과 쌍정의 작용을 분석하고자 한다. 그림 7 및 8에 각각 보인 바와 같이 WQ 및 FC의 집합조직 계수 변화는 각각 표 6 및 표 7에 나타내었다. WQ는 0.3% 변형에서 (110) 및 (211) 면 밀도는 감소하고 (200), (310), (222)의 면 밀도는 증가한다. 이것은 그림 7에 화살표로 나타낸 바와 같이 (211) 쌍정과 (110) 슬립의 작용에 의한 것이다. 변형이 9%로 증가하면 (310) 및 (222) 면 밀도는 증가하고 (110)과 (211) 면 밀도는 감소하지만 (211) 계수는 거의 변화하지 않는다. 이 과정의 변형은 (211) 슬립의 작용에 의한 것이다.

FC는 3.3% 변형에서 (110) 및 (222) 면 밀도는 증가하고 (200), (112), (310)의 면 밀도는 감소한다. 이것은 그림 8에 화살표로 나타낸 바와 같이 (211) 쌍정과 (211) 슬립의 작용에 의한 것이다. FC는 24% 변형에서 (200) 및 (310)의 계수는 증가하고 (110)과 (211)은 감소한다. 이 변화는 그림 8에 나타낸 바와 같이 주로 (211) 쌍정의 작용과 부수적으로 (211) 및 (110) 슬립의 작용에 의한 것이다. 24%까지 변형이 증가할 때 쌍정 변형은 지속적으로 작용하지만, 그림 8에 보인 바와 같이 작용 방향은 변형 초기와는 다르고 변형에 기여

하는 쌍정의 작용은 감소하는 것으로 판단된다.

그림 12는 WQ 및 FC에서 (110) 및 (211) 역 극점도 집합조직 계수의 변화율을 도시한 것이다. 이 변화율은 변형 전과 변형 후의 계수의 차이를 변형 전의 값으로 나누어 구한 것이다. WQ는 0.3%의 변형까지는 급격한 변화를 보이지만, 변형이 9%로 증가하여도 약간의 변화만 일어난다. 반면, FC는 3.3% 변형에 (110)은 약 60% 정도 증가하고 (211)은 약 20% 정도 감소한다. 변형이 24%에 이르러도 (211) 계수는 30% 정도 감소한다. 이 결과는 WQ와 FC에서 쌍정 변형은 변형 초기에 주로 기여하고, 그 이후 변형이 증가하면 주로 슬립의 작용으로 변형한다는 의미이다.

5. 결 론

1) 연강에서 항복점은 FC에서만 나타나고 WQ에서는 나타나지 않으므로 항복점의 형성 여부는 단 범위 규칙 상의 형성과 관련된 것으로 추측된다.

2) WQ 및 FC에서 변형 초기에 나타나는 (211) 쌍정의 작용은 역 극점도, EBSD, TEM 결과로부터 확인하였다.

3) WQ의 변형은 초기 변형에서 (211) 쌍정과 (110) 슬립의 작용으로 일어나고, 9%까지의 변형은 주로 (211) 슬립의 작용으로 일어난다.

4) FC의 변형은 초기 변형에서 (211) 쌍정과 (211) 슬립의 작용으로 일어나며, 24%까지의 변형은 주로 (211) 슬립의 작용으로 일어나고 부수적으로 (211) 쌍정과 (110) 슬립 작용으로 일어난다.

감사의 글

이 연구는 미래창조과학부의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행되었습니다.

REFERENCES

1. S. J. Zinkle and J. T. Busby, *Mater. today* **12**, 12 (2009).
2. J. H. Moon, H. H. Chung, K. W. Sung, U. C. Kim and J. S. Rho, *Nucl. Eng. Technol.* **37**, 375 (2005).
3. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed., 132-133, McGraw-Hill Book Company, New York (1986).
4. C. Barrett and T. B. Massalski, *Structure of Metals*, 3rd ed., 314-415, 533, Pergamon Press, Oxford (1980).
5. R. E. Smallman, *Modern Physical Metallurgy*, 4th ed., 281, Butterworths, London (1985).

6. S. Kim, Y. M. Cheong and Y. S. Kim, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.* **38**, 985 (2000).
7. Y. S. Kim, S. C. Kwon, K. N. Choo, C. H. Chung, K. S. Im, S. S. Kim, J. H. Baek, Y. H. Cheong, K. H. Kim, *Development of Advanced Nuclear Materials*, KAERI/RR-1766/96, 103, 434 (1996).
8. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed., pp.197-201, McGraw-Hill Book Company, New York (1986).
9. J. E. Winegar, *Measurement of crystallographic texture at Chalk River Laboratories*, AECL-5626 (1977).
10. C. R. Varrett, W. D. Nix and A. s. teteiman, *The principles of engineering materials*, pp.304-309, Prentice-Hall Inc. New Jersey (1973).
11. J. D. Verhoven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, pp.8-13, John Wiley, New York (1975).
12. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd, 184, McGraw-Hill Book Company, New York (1986).
13. C. R. Varrett, W. D. Nix and A. s. teteiman, *The principles of engineering materials*, pp.252-256, Prentice-Hall Inc. New Jersey (1973).
14. F. M. C. Besac and R. E. Smallman, *Acta Metall. Mater.* **18**, 429 (1970).
15. G. W. Ardley and A. H. Cottrell, *Proc. R. Soc. A.* **219**, 328 (1953).
16. G. W. Ardley and A. H. Cottrell, *Proc. R. Soc. A.* **233**, 17 (1955).
17. J. D. Verhoven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, pp.62-64, John Wiley, New York (1975).
18. J. D. Verhoven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, pp.23-24, John Wiley, New York (1975).