

X80 급 API 강의 바우싱거 효과에 미치는 미세조직의 영향

박재신[#]· 김대우¹· 장영원¹

The Influence of Microstructure on the Bauschinger Effect in X80 Grade API Steel

J. S. Park, D. W. Kim, Y. W. Chang

(Received October 6, 2005)

Abstract

API steel is used for line-pipe to transport the oil and natural gas. As the recent trends in the development of API steel are towards the use of larger diameter and thicker plate, many researches have been studied to achieve higher strength, higher toughness and lower yield ratio in API steel. However, the strength of API steel after pipe forming is changed depending on the competition of the Bauschinger effect and work hardening which are affected by the strain history during pipe forming process. So, the purpose of this study is to investigate the influence of microstructure on the Bauschinger effect for API steel. To change the microstructure of API steel we have changed the hot rolling condition and the amounts of V and Cu addition. The compression-tensile test and the microstructure observation by OM and TEM were conducted to investigate the yield strength drop and the correlation between the Bauschinger effect and microstructure of API steel. The experimental results show that the increase of polygonal ferrites volume fraction increases the Bauschinger effect due to the back stress which comes from the increase of mobile dislocation density at polygonal ferrite interior during the compressive deformation. The hot rolling condition was more effective on the Bauschinger effect in API steel than the small amount of V and Cu addition.

Key Words : Bauschinger Effect, API Steel, Polygonal Ferrite, Low Temperature Transformation Phases, Back Stress, Pre-Strain

1. 서 론

바우싱거 효과(Bauschinger effect)는 순방향으로의 예비변형 후, 역방향으로 변형시킬 때에 나타나는 역전 항복응력 또는 변형 응력의 감소 현상으로 정의된다. 이 현상이 발견된 것은 1886년 J. Bauschinger[1]에 의한 것이었으나 현상학적으로만 해석되다가 1930년대에 Taylor, Orowan 등에 의해 전위의 개념이 발표되고, 이후 그 개념이 확립되면서 바우싱거 효과는 전위론에 의해 해석되게

되었다.

즉, Orowan[2]은 전위집적(pile-up)에 의한 역응력의 영향과 전위숲 경화(dislocation forest hardening)에 의한 슬립 장애물의 이방성에 의한 영향으로 바우싱거 효과를 설명하였다. 이와 같은 전위론에 의한 연구는 Wilson[3]의 X선 측정에 의해 증명되면서 여러 가지 방향으로 진행되었다.

그러나 바우싱거 효과에 대한 상당한 연구에도 불구하고 아직까지도 기초적이고 계통적인 연구가 충분히 되었다고 말할 수 없으며, 바우싱거 효

1. 포항공과대학교 신소재공학과
교신저자 : 포항공과대학교 신소재공학과,
E-mail : plastic@postech.ac.kr

과를 정량적으로 평가할 수 있는 단일 변수도 아직까지 명확하게 밝혀진 바 없다.

한편, 석유 및 천연가스의 수송용 관으로 사용되는 API 강은 요구되는 강도 수준에 따라 최적화된 미세조직도 달라진다[4]. API X60급 이하에서는 polygonal ferrite와 pearlite가 주된 조직이며, API X70 및 X80급의 강종에서는 polygonal ferrite와 pearlite 뿐만 아니라 acicular ferrite, bainite, martensite 등의 여러 가지 조직이 복합적으로 혼재되어 있다. 이러한, API 강은 강판 제조 시 압축, 굴곡, 인장 등 다양한 형태의 변형 이력을 거치게 되어 바우싱거 효과 및 가공 경화의 정도에 따라 원소 재와는 상이한 기계적 특성을 나타나게 된다. 따라서 고강도, 고인성 및 저 항복비를 얻기 위한 최적의 미세조직을 설계하기 위해서는 각각의 미세조직학적 인자의 변화거동에 대한 바우싱거 효과 및 가공경화 거동에 대하여 체계적인 연구가 진행되어야 한다.

본 연구에서는 X80급 API 강에 V과 Cu를 첨가하고, 압연조건을 달리하여 각 미세조직을 변화시킨 후, 미세조직과 바우싱거 효과와의 상관 관계를 조사하기 위해 압축-인장 시험을 실시하였으며 항복강도 저하량을 통하여 X80급 API강의 바우싱거 효과에 미치는 미세조직의 효과를 분석하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 X80급 라인 파이프 강의 기본 함금조성을 아래 Table 1의 SB1에 나타내었다. 이 기본조성에 라인 파이프 강의 고강도화를 얻기 위해 석출강화 원소인 V과 Cu를 첨가하였으며, V 을 0.04wt.% 첨가한 강종을 SB2, V 0.04wt.% 와 Cu 0.2wt.%를 첨가한 강종을 SB3라 명명하였다. 이 강종들을 결정립 미세화를 위해 오스테나이트 재결정 영역에서 2번의 열간압연을 실시하고, 오스테나이트 미재결정 영역에서 5번의 열간압연을 실시하였다. 이때, 최종 마무리 압연온도를 820°C, 770°C로 달리하여 공냉구간을 조절하고, 냉각 개시 온도(start cooling temperature, SCT)와 냉각 종료 온도(finish cooling temperature, FCT) 및 냉각속도를 조절하여 SB1, SB2 강종은 4가지, SB3 강종은 3가지의 서로 다른 미세조직을 갖는 강종을 제조하였다. 각 강종의 마무리 압연 온도 및 냉각 개시 온도, 냉각 종료 온도, 냉각 속도 등을 Table 2에 나타내었다.

Table 1 The composition of X80 API steel (wt. %)

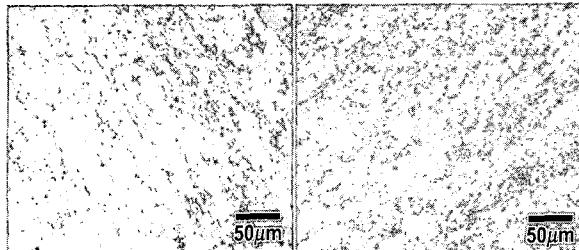
	C	Mn	Si	Nb	Ti	Mo
SB1	0.05	1.8	0.25	0.04	0.01	0.25
SB2	0.05	1.8	0.25	0.04	0.01	0.25
SB3	0.05	1.8	0.25	0.04	0.01	0.25
	Ni	Al	V	Cu	Fe	
SB1	0.25	0.03			Bal.	
SB2	0.25	0.03	0.04		Bal.	
SB3	0.25	0.03	0.04	0.2	Bal.	

Table 2 The temperatures of the steels used in the test of Bauschinger effect

	The last rolling temp.(°C)	SCT (°C)	FCT (°C)	Cooling rate(°C/s)
SB1-1	820	640	370	37
SB1-2	820	610	430	32
SB1-3	770	700	550	26
SB1-4	770	670	420	25
SB2-1	820	640	470	32
SB2-2	820	610	460	30
SB2-3	770	700	470	27
SB2-4	770	670	450	31
SB3-1	820	640	520	25
SB3-2	820	590	390	37
SB3-3	770	700	430	37

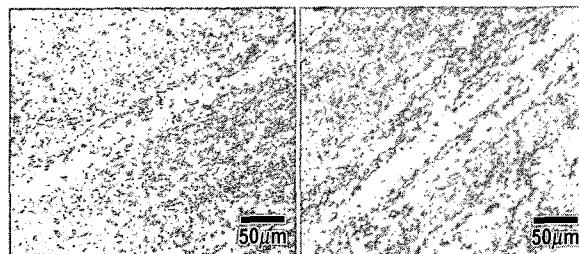
한편, 바우싱거 효과를 측정하기 위하여 압연방향에 수직한 방향으로 시편을 절취하고 지름 6.22mm, 표점거리 15mm의 봉상시편을 제작하였다. 이를 $10^{-3}/s$ 의 변형률 속도로 상온에서 인장 시험 및 압축-인장 시험을 실시하여 압축 시 전변형량(pre-strain)에 따른 인장 시 항복강도 감소량 ($\Delta\sigma_y$)를 측정하였다. 이때, 전변형량을 임의로 통제하기 위하여 extensometer를 시편에 부착하여 정확한 변형량을 측정하였다.

미세조직 관찰을 위해 압축-인장 시험이 끝난 시편에서 그립(grip)부분을 잘라 5% Nital 용액으로 염청한 후 광학현미경을 통해 미세조직을 관찰하였으며, Polygonal ferrite 상분율 측정은 한 시편당 5장의 광학사진을 찍은 후 Image analyzer를 통해 광학사진 상의 밝은 색 부분의 면적을 평균하여 구하였다.



(a) SB1-1

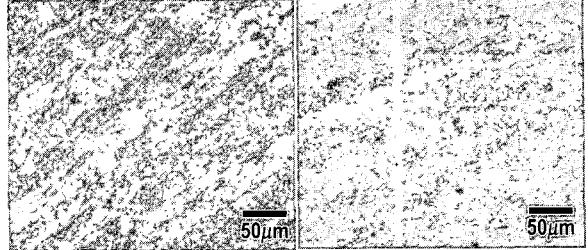
(b) SB1-2



(c) SB1-3

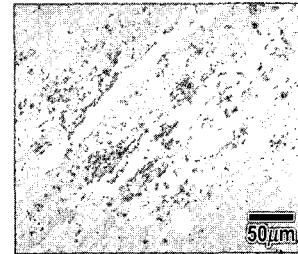
(d) SB1-4

Fig. 1 Optical micrographs of SB1



(a) SB3-1

(b) SB3-2

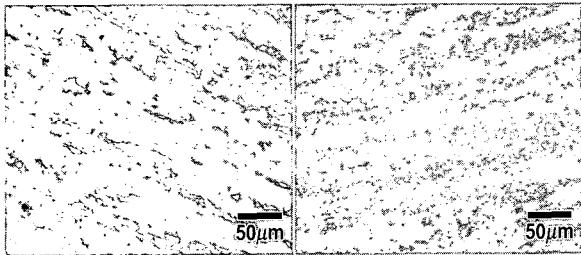


(c) SB3-3

Fig. 3 Optical micrographs of SB3

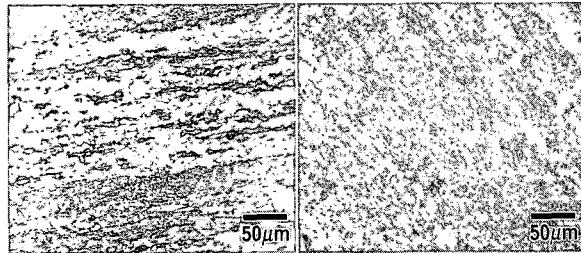
압연방향에 따라 길게 연신된 미세조직을 갖고 있으며, V을 0.04wt.% 첨가한 SB2 강종이나 0.04 wt.%의 V과 0.2wt.%의 Cu를 첨가한 SB3 강종 모두 SB1 강종과 전체적으로 비슷한 미세조직을 나타내고 있다. 즉, 대부분의 강종들이 크게 밝은 회색부분의 polygonal ferrite 조직과 어두운 회색부분의 acicular ferrite, bainite, MA (martensite constituents)상과 같은 저온 변태상(low temperature transformation phases)의 이상 조직으로 이루어져 있음을 알 수 있다.

모든 강종들이 오스테나이트 단상영역에서 마무리 압연을 실시하였고, 마무리 압연 후 냉각이 시작되는 공냉구간의 차이와 냉각 개시 온도 및 냉각 속도의 차이가 크지 않아 미세조직에 큰 차이가 없는 것으로 보이지만, 공냉구간이 짧은 SB1-3과 SB2-3 강종은 다른 강종에 비해 Table 3에서 보듯이 polygonal ferrite의 분율이 약간 적게 생성되었음을 알 수 있다. 특이하게도 공냉 구간이 SB3 강종 중에서 가장 짧은 SB3-3의 경우 polygonal ferrite가 가장 많이 생성되었다. 한편, 소량의 V과 Cu를 첨가해도 라인 파이프강의 미세조직 변화에 큰 변화가 없으므로, 합금 원소보다는 압연조건의 변화가 라인 파이프 강의 미세조직 변화에 더 큰 영향을 미침을 알 수 있다.



(a) SB2-1

(b) SB2-2



(c) SB2-3

(d) SB2-4

Fig. 2 Optical micrographs of SB2

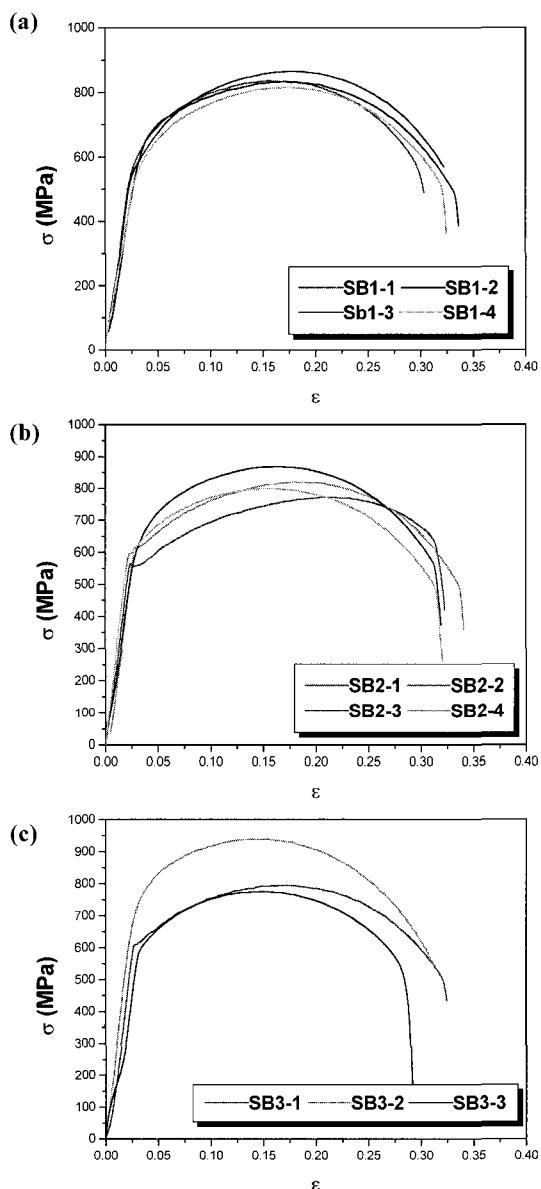
3. 실험결과

3.1 미세조직 관찰 결과

Fig. 1~3은 SB1, SB2, SB3 강종들의 압연조건에 따른 미세조직을 보여주고 있는데, 모든 강종들이

Table 3 Volume fraction of polygonal ferrite in Line-pipe steels

	SB1-1	SB1-2	SB1-3	SB1-4
V _f (%)	42	44	38	43
	SB2-1	SB2-2	SB2-3	SB2-4
V _f (%)	58	50	44	52
	SB3-1	SB3-2	SB3-3	
V _f (%)	40	29	49	

**Fig. 4 Stress-strain curves of (a)SB1, (b)SB2, (c)SB3****Tabel. 4 Tensile properties of Line-pipe steels**

	SB1-1	SB1-2	SB1-3	SB1-4
YR(%)	75.7	78.1	71.5	74.6
Yielding	C	C	C	C
	SB2-1	SB2-2	SB2-3	SB2-4
YR(%)	83.7	84.6	76.4	82.9
Yielding	QD	QD	C	QD
	SB3-1	SB3-2	SB3-3	
YR(%)	86.0	79.3	84.1	
Yielding	QD	C	QD	

C : Continuous yielding,

QD : Quasi-discontinuous yielding

3.2 인장시험 결과

Table 4와 Fig. 4는 각 강종들의 인장특성과 응력-변형율 곡선을 보여주고 있다. SB1 강종은 전체적으로 연속 항복 거동을 보이며 이로 인해 가공경화가 잘 되므로 항복비(YR, yield ratio) 또한 비교적 낮음을 알 수 있다. 항복비는 engineering stress-strain 곡선에서 항복강도(yield stress)를 인장강도(tensile stress)로 나눈 값으로 정의된다.

SB2 강종은 SB2-3을 제외하고 대체적으로 준불연속 항복 거동을 보이며 비교적 높은 항복비를 나타내고 있다. 또한, SB3 강종은 대체적으로 준불연속 항복 거동 및 높은 항복비를 보이나 SB3-2의 경우 연속 항복거동 및 낮은 항복비를 보이고 있다. 전체적으로 Table 3의 polygonal ferrite의 분율과 연결지어 보면 polygonal ferrite의 분율이 많을수록 준불연속 항복거동 및 비교적 높은 항복비를 보임을 알 수 있다.

3.3 압축-인장 시험 결과

Fig. 5는 각 강종의 항복강도 저하량($\Delta\sigma_y$)을 압축변형시의 전변형율(pre-strain, ϵ_p)에 대해 나타낸 것이다. 모든 강종이 전변형율이 증가할수록 바우싱거 효과를 나타내는 항복강도 감소량 또한 증가하는 것으로 나타났다. 그러나, 전변형율이 증가함에 따라 증가폭이 점점 둔화되며 결국 3~4%의 전변형율부터는 더 이상 증가하지 않고 포화되는 것으로 나타났다.

Fig. 6은 각 강종의 항복강도 저하량을 항복거동별로 나타낸 것이다. 합금조성에 관계없이 준불연속 항복거동을 보이는 강종이 바우싱거 효

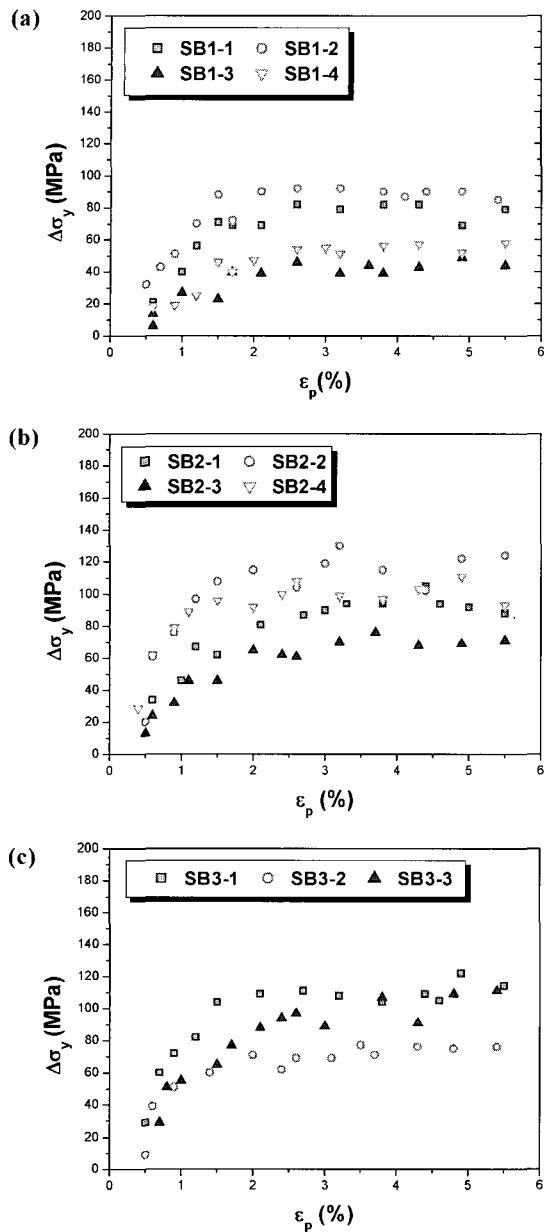


Fig. 5 $\Delta\sigma_y$ vs. pre-strain curves of (a)SB1, (b)SB2, (c)SB3

과가 비교적 큰 것으로 나타났으며, 연속 항복 거동을 보이는 강종의 경우 상대적으로 바우싱거 효과가 작은 것으로 나타났다.

일반적으로 소재는 가공경화가 잘 일어날수록 적은 항복비를 나타내게 된다. Fig. 7은 전변 형율이 4%일 때의 각 강종의 항복강도 감소량

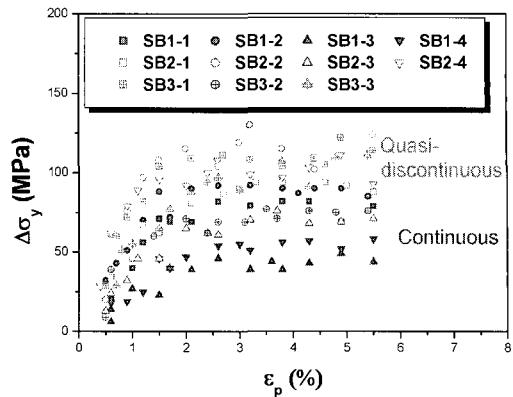


Fig. 6 Effect of yield behavior on Bauschinger effect in Line-pipe steels

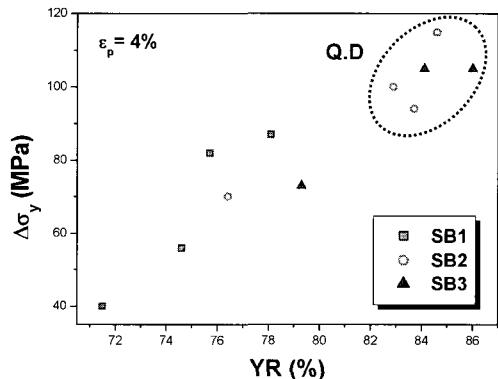


Fig. 7 Effect of yield ratio on Bauschinger effect in Line-pipe steels

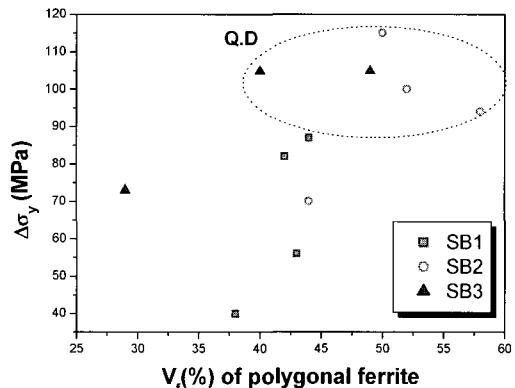


Fig. 8 Effect of polygonal ferrites volume fraction on Bauschinger effect at $\epsilon_p = 4\%$

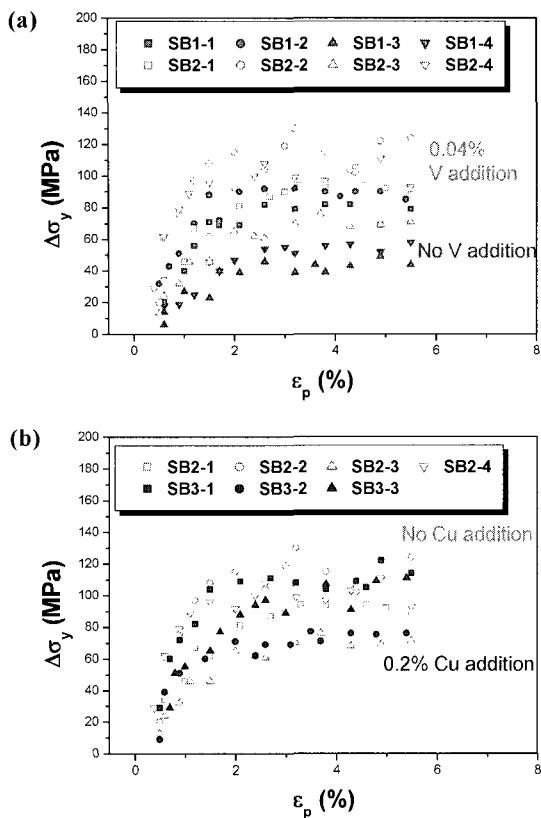


Fig. 9 Effect of alloy elements addition on Bauschinger effect in Line-pipe steel (a) V addition, (b) Cu addition

을 YR에 대해 나타낸 것으로 YR이 증가할수록 항복강도 감소량 또한 증가하며, 준불연속 항복거동을 보이는 강종들이 높은 YR 및 높은 바우싱거 효과를 나타냄을 알 수 있다.

Fig. 8은 항복강도 감소량을 polygonal ferrite 분율에 따라 나타낸 것이다. Fig. 8의 결과를 보면 대체적으로 polygonal ferrite의 분율이 증가할수록 바우싱거 효과에 의한 항복강도 감소량이 커지는 것을 알 수 있다. Fig. 6의 결과와 비교하여 보면 준불연속 항복 거동을 보일수록 바우싱거 효과가 커진다고 하였는데, 이것 역시 polygonal ferrite의 분율이 많을수록 항복 거동은 준불연속 항복 거동을 보이게 되고 따라서 바우싱거 효과 역시 커지는 것으로 생각된다.

Fig. 9는 바우싱거 효과에 미치는 V 및 Cu 효과를 나타낸 것으로, 0.2 wt.%의 Cu 첨가는 바우싱거 효과에 큰 영향이 없는 것으로 나타났으나, 0.04

wt.%의 V 첨가는 바우싱거 효과에 약간의 영향이 있는 것으로 판단된다. 이는 일반적으로 V이 C와 결합하여 VC 탄화물을 잘 형성하는 것으로 알려져 있는데[5], 이 VC 탄화물에 의해 전변형시 생성된 전위들이 집적되어 역방향 변형시 역응력이 증가하여 약간의 바우싱거 효과가 커진 것으로 생각되나, 이에 대한 추가적인 연구가 필요할 것으로 보인다.

그러나, 앞의 미세조직 관찰 결과에도 나타나듯이 소량의 V 및 Cu 첨가에 의해 미세조직이 바뀌기보다는 압연조건 및 냉각조건에 따라 미세조직이 크게 달라지기 때문에 소량의 합금원소첨가는 바우싱거 효과에 큰 영향이 없는 것으로 판단된다.

4. 고찰

바우싱거 현상은 예비 변형량(pre-strain)을 가했을 때 발생하는 전위의 양 및 구조에 크게 영향을 받게 된다. Lloyd[6]는 Al- 6% Ni 합금을 이용하여 바우싱거 효과를 측정한 결과 대략 5~6%의 예비 변형율에서 바우싱거 효과가 포화된다고 보고하였다. 또한, Gupta[7] 등은 Al-4%Cu 합금을 이용하여 유사한 결과를 발표하였다. 이들은 예비 변형율이 증가함에 따라 입자에 집적되는 Orowan 루프의 수도 증가하다가 예비 변형율이 임계값을 초과하게 되면 일정한 수의 Orowan 루프만이 남게되는데, 이 시점에서 전위들간의 역응력(back stress)은 더 이상 증가하지 않으며 이에 따라 바우싱거 효과도 더 이상 증가하지 않는다고 주장하였다. 따라서, Fig. 5의 결과는 전방향 변형 시 변형이 증가함에 따라 전위 밀도(dislocation density)가 증가하고 증가된 전위들이 전위 움직임을 방해하는 장애물에 집적됨에 따라 전위들간의 역응력(back stress)이 커져 역방향 변형시 항복강도가 감소한 것으로 생각되며, 전변형율이 3~4%일 때 항복강도 감소량이 포화되는 것은 전위들의 움직임을 방해하는 장애물에 집적되는 전위의 양에 한계가 있기 때문인 것으로 판단된다.

한편, Fig. 8의 결과를 보면 대체적으로 polygonal ferrite의 분율이 높을수록 큰 바우싱거 효과를 나타낼 수 있는데, 이는 상대적으로 전위 밀도가 낮은 polygonal ferrite가 변형이 증가함에 따라 polygonal ferrite 내부에 급격한 전위 밀도의 증가가 이루어지는 반면 상대적으로 초기에 전위

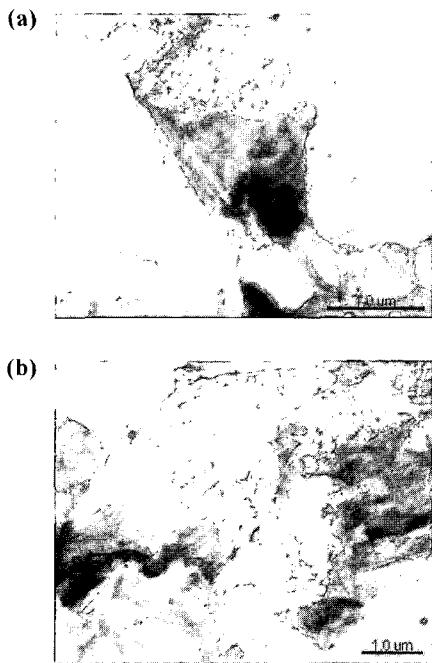


Fig.10 TEM micrographs of Line-pipe steel after 2% pre-strain

밀도가 높은 저온 변태상들은 전위밀도 증가가 적게 이루어지므로 정방향 변형 후 역방향 변형 시 polygonal ferrite 내부에 증가된 전위밀도로 인해 역응력이 증가하여 바우싱거 효과에 의한 항복강도 감소량이 커진 것으로 판단된다.

Fig. 10의 TEM 관찰 결과를 보면, 어두운 색으로 보이는 마르텐사이트 주변에 있는 밝은 색의 polygonal ferrite 내부로 많은 양의 가동 전위들이 생성됨을 알 수 있다.

이러한 polygonal ferrite는 라인 파이프 강의 바우싱거 효과 뿐만 아니라, 라인 파이프 강의 물성에도 다양한 영향을 미치게 되는데, Table 3과 Table 4의 결과를 동시에 고려하면 polygonal ferrite의 분율이 높아지게 되면 라인 파이프 강은 준불연속 항복거동을 보이며, 이로 인해 Fig. 7의 결과처럼 높은 항복비를 보이게 된다. 이는 불연속 항복 거동에서 상대적으로 더 큰 바우싱거 효과가 나타난다는 기존의 연구 결과와 잘 일치하고 있으며[8], 라인 파이프 강의 조관 후 항복강도의 저하를 막기 위해서는 연속 항복 거동을 보이는 소재가 유리하다는 것을 알 수 있다. 또한, 라인 파이프가 사용될 때의 안정성을 위해서는 소재가

저 항복비를 가질수록 유리한데, 이때 바우싱거 효과 또한 낮아지므로 라인 파이프 강의 합금설계 시에 저 항복비를 갖도록 유도해야 한다는 것을 알 수 있다.

한편, 연속 항복 거동을 보이는 재료가 높은 가공 경화로 인해 저 항복비를 보이므로 라인 파이프 강의 합금설계 및 압연공정 시 강종에 polygonal ferrite의 분율을 적게 하여 연속 항복 거동을 보이도록 제조하여야 한다. 하지만, polygonal ferrite의 분율이 너무 작으면 충분한 연신율을 확보하기 어려우므로 적절한 polygonal ferrite의 분율을 조절하는 것이 라인 파이프 제조 시 매우 중요할 것으로 생각된다.

5. 결 론

X80급 고강도 API강의 인장 시험 및 압축-인장 시험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다

(1) 예비 변형율이 증가할수록 바우싱거 효과를 나타내는 항복강도 감소량은 증가하나, 그 증가폭은 점점 둔화되어 약 3~4%의 예비 변형율에서 포화됨을 알 수 있었다.

(2) polygonal ferrite의 분율이 증가할수록 항복거동은 준불연속 항복 거동을 보이며, 고 항복비를 나타내고, 큰 항복강도 감소량을 보였다. 이것은 예비 변형시 전위밀도가 낮은 polygonal ferrite 내부에 급격한 전위밀도 증가가 이루어지는 반면, 상대적으로 고전위 밀도를 가지는 저온 변태상들은 전위밀도 증가가 적으므로 polygonal ferrite 분율이 많을수록 전위밀도 증가가 크게 이루어지고 이로 인해 전위들간의 역응력(back stress)이 증가하므로 역방향 변형시 항복강도가 감소하는 것으로 생각된다.

(3) 0.04 wt.%의 V 첨가는 바우싱거 효과에 약간의 영향이 있으나, 0.2 wt.%의 Cu 첨가는 바우싱거 효과에 큰 영향이 없는 것으로 나타났다. 즉, 소량의 V, Cu의 첨가는 바우싱거 효과에 큰 영향을 미치지 않음을 알 수 있었으며, 이는 소량의 합금원소 첨가보다는 압연조건 및 냉각조건이 미세조직 변화에 더 크게 기여하기 때문인 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 (주)POSCO의 연구비 후원으로 이루어졌으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] J. Bauschinger, 1886, Mit. Mech.-Tech., Lab. Munchen, Heft 13, 1.
- [2] E. Orowan, 1959, Causes and Effects of Internal Stresses, Internal stresses and Fatigue in Metals, Symposium, Detroit.
- [3] D. V. Wilson, 1965, Reversible work hardening in Alloys of Cubic metals, Acta. Met., Vol.13, p. 807.
- [4] H. Asahi et. al., 2003, Pipe Production Technology and Properties of X120 Linepipe, Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference, Honolulu, Hawaii, USA.
- [5] Kwangjun Euh, Yong Chan Kim, Keesam Shin, Sunghak Lee, Nack J. Kim, 2003, Effect of Tempering on Hardness Improvement in a VC/steel Surface-Alloyed Material Fabricated by High-Energy Electron-Beam Irradiation , mater. sci. eng. A, Vol.346, p. 228.
- [6] D. J. Lloyd, 1977, The Bauschinger Effect in Polycrystalline Aluminum Containing Coarse Particles, Acta, Met., Vol.25, p. 459.
- [7] S. P. Gupta, S. P. Kodali, 1976, The Effect of Pre-Strain on the Bauschinger Effect, Scripta Met., Vol.10, p. 111.
- [8] G. Tither, M. Lavite, 1975, Beneficial Stress-Strain Behavior of Moly-Columbium Steel Line Pipe, JOM, p. 15.