

《 論 文 》

## Cu를 함유한 저합금 고장력강의 미세 조직에 미치는 열처리의 영향

朴太遠, 沈仁玉, 金英宇, 姜晶允\*

국방과학연구소, 대전 305-600

\* 부산대학교 공과대학 금속공학과, 부산 609-735

The effects of heat-treatment on the microstructure  
of Cu-containing HSLA steels

T. W. Park, I. O. Shim, Y. W. Kim, C. Y. Kang\*

Agency for Defense Development., Taejeon 305-600

\* Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National Univ., Pusan 609-735

### ABSTRACT

A study was made to examine the effects of heat-treatment on the microstructures of Cu-bearing HSLA steels. The details of microstructures were studied by using optical microscopy(OM), transmission electron microscopy(TEM) and hardness test. The as-rolled microstructure of HSLA-A consists of ferrite ( $\alpha$ ) whereas that of HSLA-B consists of needle-shaped phase. The difference in microstructure can be ascribed to the different amount of Ni, Mn, Mo, Cu which affect the hardenability. The austenite grain size is very small up to 1000°C owing to the Nb-precipitates. As the austenitizing temperature increases above 1000°C, the austenite grain grows rapidly. There are two hardness peaks in the hardness versus temperature curve, at 500°C and at 675°C (HSLA-A), 725°C (HSLA-B). The peak at 500°C result from the formation of Cu-precipitates and second hardness peak is created due to the formation of M-A constituents. The hardness decrease in HSLA-B steel with ageing temperature is small because of the higher amounts of Cu than HSLA-A steel. The fine, round  $\epsilon$ -Cu precipitates grow with ageing temperature and finally transform into rod shape.

#### 1. 서 론

저탄소의 Cu를 함유한 저합금 고장력강(high strength low alloy steel : HSLA steel)은 뛰어난

기계적 성질과 용접 특성 때문에 많은 주목을 받고 있다. Cu를 함유한 HSLA강은 1960년대 후반에 미국의 INCO(international nickel company)에서 IN787강의 개발을 시발로 하여 큰 관심

의 대상이 되어 왔다<sup>1)</sup>. 1%Cu, 0.8%Ni, 0.7%Cr, 0.2%Mo 그리고 약간의 Nb를 함유한 구조용 재료인 A710강이 ASTM에 등록되어 용도가 확장되고 있으며, 미 해군에서는 HY-80강(MIL-S-16216)을 대체하기 위해 군사규격화(MIL-S-24645)하여 HSLA-80강으로 명명하였다. 더욱이 최근에는 HSLA-80강에 Ni, Cu, Mn, Mo 등의 양을 더욱 증가시킨 HSLA-100강이 개발되어 HY-100강을 대체하고자 하고 있다<sup>2)</sup>.

Cu를 함유하여 시효 석출로 강화되는 강은 처음 압연 후 시효하여 사용하는 강으로 개발되었다. ASTM규격에서는 Class 1, 2, 3의 3부류로 나누어 열처리를 행하고 있는데, Class 1은 압연과 시효에 의해 생산되는 판재, Class 2는 노멀라이징(normalizing)후 시효한 판재, Class 3는 오스테나이트화 처리 후 수냉하여 시효한 판재이다. 보통 6/16inch(7.9mm)보다 얇은 판재는 Class 1이나 Class 2로 생산되고 이보다 두꺼운 판재는 Class 3방법으로 생산되고 있다.

Cu를 첨가하면 대기중 또는 해수중에서 내식성이 향상되고  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태 온도를 낮추어 변태 속도를 느리게 하나 주로 석출강화 목적으로 첨가된다<sup>3)</sup>.

즉 시효 중  $\epsilon$ -Cu의 석출로 강도를 향상시켜 저탄소에 의한 강도 감소를 보상하는 것으로 알려져 있다. 그러나 Cu와 같은 저용점 원소를 함유한 강에서는 hot shortness가 쉽게 발생하므로 Ni를 첨가하면 hot shortness를 방지하고, 강의 경화능 및 충격 인성을 증가시키는 효과가 있다. Cr과 Mo는 냉각 도중 조대한 석출물이 생성되는 것을 억제하며, 냉각시 기지 조직이 베이나이트나 마르

텐사이트가 되도록 한다. Nb는 보통 0.035wt% 정도 첨가되어 석출경화를 일으키고, 또한 열간압연시  $\gamma$  결정립을 미세하게 하여 강도를 증가시키고 저온 충격 인성을 향상시킨다. HSLA강에 첨가되는 이러한 원소들은 강의 미세 조직에 큰 영향을 미쳐 최종 기계적 성질을 결정하게 된다.

그리하여 본 연구에서는 HSLA-80 및 HSLA-100강에 상용하는 2종의 HSLA강에 대해 압연 조직의 차이, 오스테나이트화 처리온도 변화에 따른 조직의 변화, 오스테나이트화 처리 후 시효 처리 온도 변화에 따른 기지조직의 변화 및 석출상 변화 그리고 시효처리 온도 변화에 따른 경도의 변화를 2강의 합금 원소 차이를 고려하여 조사하고자 한다.

## 2. 시료 및 실험 방법

### 2.1 시료

본 실험에서 사용한 재료는 25kg 잉고트를 용해 주조하여 단조(1200℃) 및 열간 압연(1100℃)를 걸쳐 13mm 두께로 만들었으며, 마무리 압연 온도는 800℃가 되도록 하였다. 이렇게 제작된 시료의 화학 조성은 표 1과 같다.

### 2.2 실험방법

압연된 시편을 13×10×10(mm)로 절단하여 오스테나이트화 처리를 하였다. 오스테나이트화 처리 온도 변화에 따른 조직 변화를 관찰하기 위해 수직로를 사용하여 900℃, 950℃, 1000℃, 1100℃에서 각각 1시간 동안 유지한 후 수냉하였다. 압

Table 1. Chemical composition of HSLA steels.(wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	S-Al	B	N
HSLA-A	0.055	0.281	0.439	0.005	0.006	1.01	0.7	1.2	0.18	0.037	0.043	8	26
HSLA-B	0.053	0.308	0.880	0.005	0.008	3.62	0.629	1.5	0.434	0.037	0.049	7	19

B, N are in ppm

연한 시편과 오스테나이트화 처리 후 수냉한 상태의 시편을 연마지에 연마한 다음 알루미늄 분말로세연마하여 2% Nital 용액에 부식하여 광학현미경 조직 관찰을 하였다. 또 오스테나이트화 처리 온도에 따른 구  $\gamma$  결정립의 크기를 측정하기 위한 부식액으로는 5g picric acid + 5g sodium dodecylbenzenesulfonate + 50ml의 물을 사용하였다. 결정립 크기는 line intercept 방법을 사용하여 측정하였다. 그리고 900°C에서 오스테나이트화 처리한 시편에 대해서는 두께 방향과 수직인 면(L면), 압연 방향과 수직인 면(T면), 폭 방향과 수직인 면(S면)의 3면에 대해 결정립 크기를 측정하였다. 900°C에서 오스테나이트화 처리후 200°C, 400°C, 600°C, 700°C 등의 온도에서 시효한 상태의 조직도 아울러 2% Nital 용액에 부식하여 관찰하였다.

그리고 900°C에서 오스테나이트화 처리후 각 온도에서 시효한 시편에 대해 석출물과 기지 조직의 관찰을 위해 TEM(transmission electron microscope)을 사용하였다. TEM은 Philips CM12 투과 전자현미경을 사용하였으며 시편 연마지에서 약 70 $\mu$ m 두께까지 연마한 후 지름 3mm로 천공하여 double jet polishing 장치를 사용하여 10% Perchloric acid + 90% CH<sub>3</sub>COOH 용액에서 30V 전압으로 박판을 제조하여 관찰하였다.

각 온도에서 시효한 시편에 대해 경도 측정을 하였는데 Wilson사 경도계 model B555-T의 Rockwell C scale로 7회 측정 후 최대, 최소 값은 버리고 5회의 평균을 경도 값으로 하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3. 1 압연 상태의 조직

HSLA-A강과 HSLA-B강을 13mm 두께로 최종 압연한 상태의 조직을 그림 1의 (a), (b)에 각각 나타내었다. (a), (b) 모두 미세한 결정립을 나타내나 (a)는 주로 페라이트( $\alpha$ )로 구성

되어 있고 (b)에는 베이나이트나 마르텐사이트로 보이는 조직이 관찰된다. 이와 같은 조직의 차이는 경화능에 영향을 미치는 Ni, Mo, Mn, Cu 등의 양의 차이에 기인한 것으로 판단되며, HSLA-B강에 이러한 원소들의 양이 더 많기 때문에  $\alpha$ 보다는 침상의 조직을 나타낸다.

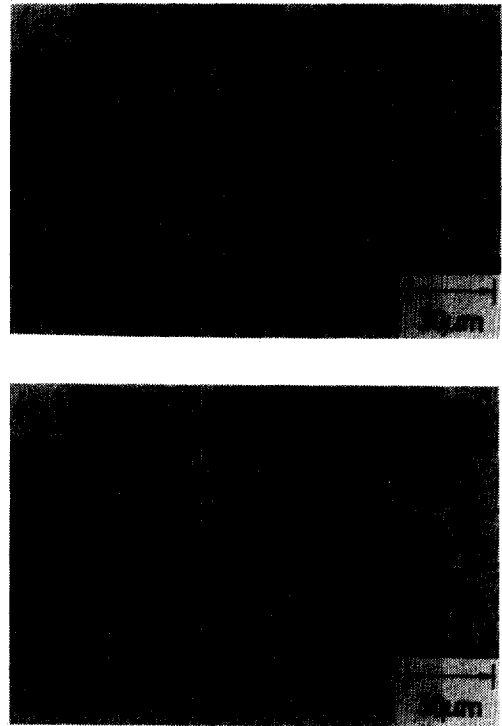


Fig. 1. Optical micrographs showing the as-rolled microstructure of HSLA-A and HSLA-B steels (etched by 2% Nital).

#### 3. 2 오스테나이트화 처리 온도에 따른 조직

압연한 상태의 HSLA-A강과 HSLA-B강에 대해 여러 온도에서 오스테나이트화 처리하여 오스테나이트화 처리온도에 따른 조직의 변화를 그림 2와 그림 3에 나타내었다. 그림 2는 HSLA-A강을 900°C, 950°C, 1000°C, 1100°C에서 1시간 동안 유지한 후 퀴칭한 상태의 조직이다. 900°C [그림 2(a)]와 950°C [그림 2(b)]의 조직에는

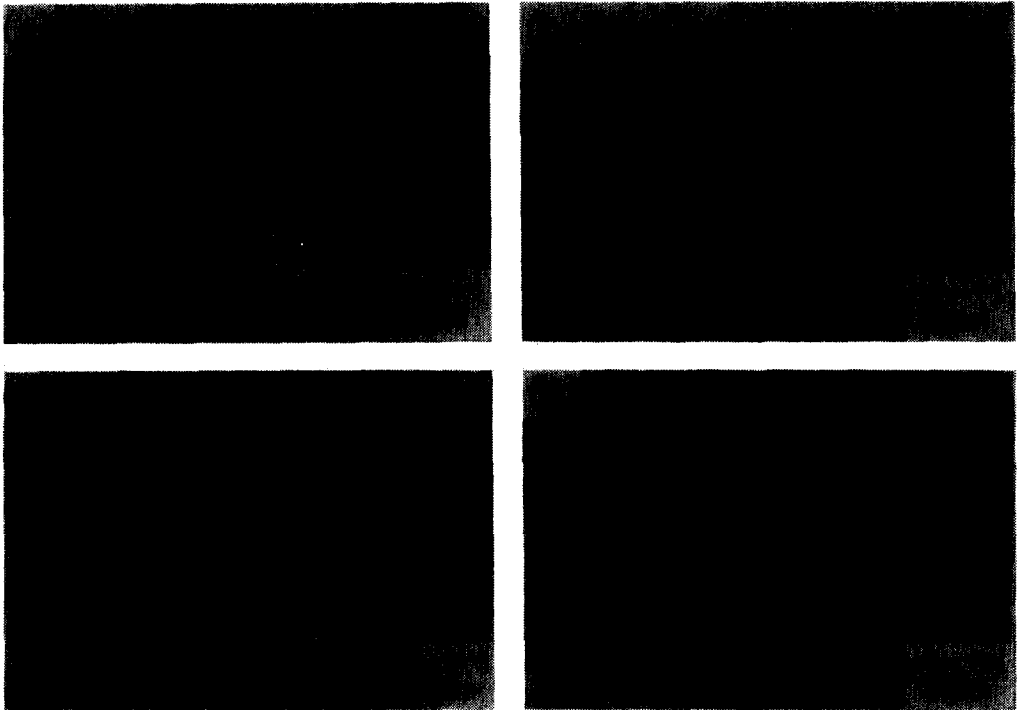


Fig. 2. Microstructures with austenitizing temperatures in HSLA-A steel (etched by 2% Nital).

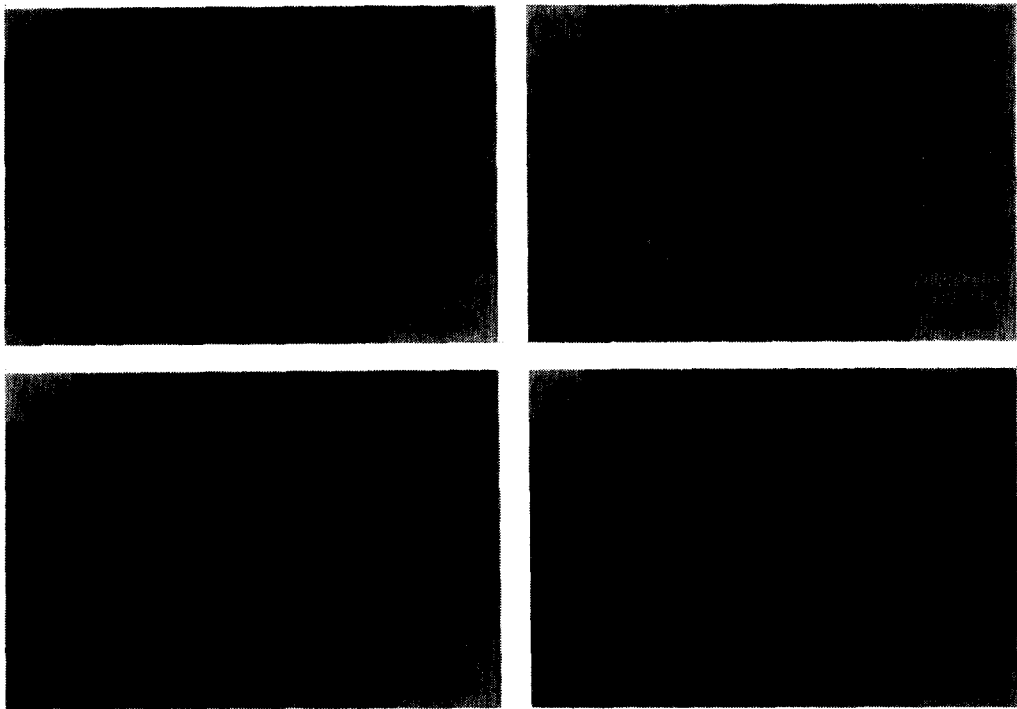


Fig. 3. Microstructures with austenitizing temperatures in HSLA-B steel (etched by 2% Nital).

미세한 결정립과 결정립 내에 미세한 침상의 조직이 관찰된다. 1000℃의 조직 [그림 2(c)]의 경우에는 결정립이 성장하였으며 침상의 조직도 커진 것을 알 수 있다. 1100℃의 조직 [그림 2(d)]에서는 결정립이 더욱 성장하였으며 침상의 조직이 크게 발달하여 있다. 1100℃에서의 침상 조직은 과립상(granular)의 베이나이트로 보여진다.

그림 3은 HSLA-B강을 900℃, 950℃, 1000℃, 1100℃에서 1시간 동안 유지한 후 퀘칭한 상태의 조직이다. 전체적인 경향은 HSLA-A강(그림 2)과 비슷하나 HSLA-B강은 침상의 조직이 더욱 잘 발달되어 있다. 특히, 1100℃의 경우는 그 차이가 확연한데 HSLA-A강의 그림2(d)보다 훨씬 날카로운 침상의 조직을 나타내는데 이 조직은 대부분 마르텐사이트로 보여진다. 이러한 두 강도의 오스테나이트화 처리 상태의 조직도 역시 압연 상태의 조직과 마찬가지로 경화능에 영향을 미치는 Ni, Mo, Mn, Cu 등의 양의 차이에 의한 것으로 판단된다.

온도가 증가할수록 결정립이 조대함에, 구 오스테나이트화 입계(prior austenite grain boundary)를 부식하여 조사한 결과를 그림 4, 표 2 그리고 그림 5에 나타내었다.

Cu를 함유한 HSLA강의 경우 오스테나이트화 처리를 대부분 900℃에서 행하기 때문에 먼저 900℃에서 오스테나이트화 처리한 상태의 결정립 크기를 측정하였다. 그림 4의 (a), (b)는 각각 HSLA-A강과 HSLA-B강을 900℃에서 1시간 동안 유지하여 퀘칭한 다음 구  $\gamma$ 입계를 부식한 조직으로서 HSLA-A강과 HSLA-B강 모두 아주 미세한 결정립을 나타낸다. L면, T면 그리고 S면의 구  $\gamma$ 결정립 크기를 측정한 결과를 표 2에 나타내었는데 모두 ASTM No.11정도로 아주 미세하다.

그림 5는 같은 조건으로 부식한 HSLA-A강과 HSLA-B강의 오스테나이트화 처리 온도에 따른

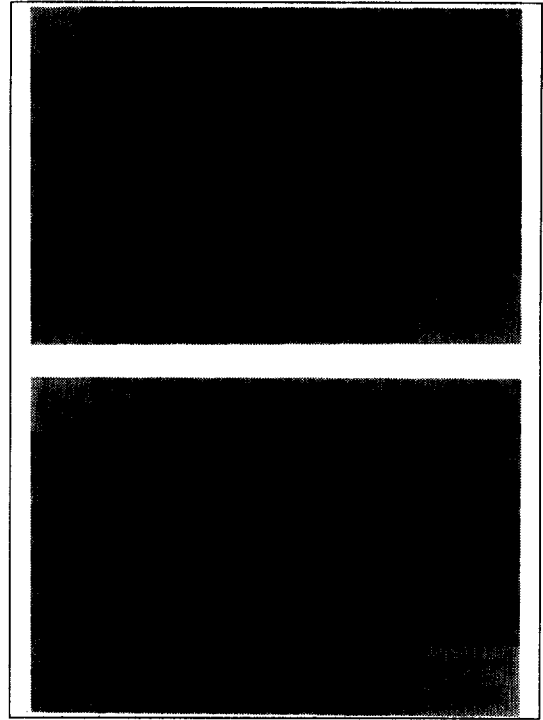


Fig. 4. Optical micrographs showing grain size of HSLA-A and HSLA-B steels quenched from 900℃ (etched by 5g picric acid + 5g sodium dodecylbenzene sulfonate + 50ml water).

Table 2. Grain size of HSLA steels with section direction.

section direction	HSLA-A			HSLA-B		
	L	T	S	L	T	S
grain diameter ( $\mu\text{m}$ )	3.76	7.22	6.64	6.0	6.1	6.42
grain size ASTM. NO.	13	11	11.5	11.5	12	11.5

구  $\gamma$ 결정립의 크기를 나타낸 것으로서 950℃까지는 변화가 없으나 1000℃부터는 성장이 급속히 일어나, 1100℃에서는 900℃나 950℃보다 약 25배 정도 성장하였다. 즉, 온도가 올라갈수록 NbC석출물의 부분적 용해 및 조대화로 결정

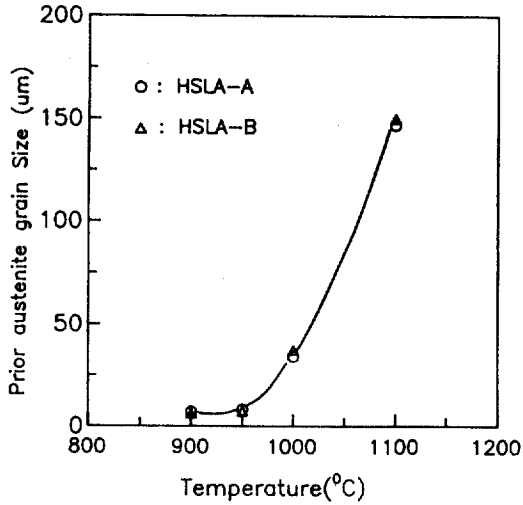


Fig. 5 Variations of prior austenite grain size with austenitizing temperatures in HSLA-A and HSLA-B steels (etched by 5g picric acid + 5g sodium dodecylbenzene sulfonate + 50ml water).

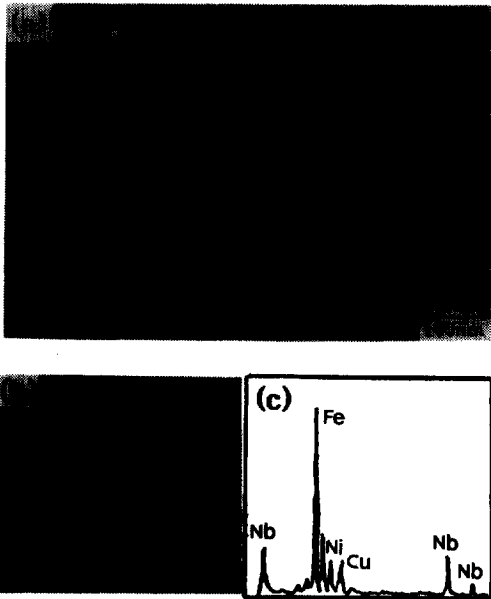


Fig. 6. TEM micrographs showing NbC precipitates in HSLA-B steel quenched from 900°C. (a) dark field image (b) micro-DP (c) STEM-EDS analysis

립을 고착시키는 효과가 적어지고, 또한 Ostwald ripening으로 결정립의 성장이 일어나 작은 결정립은 사라지고 큰 결정립이 생성된 것을 알 수 있다.

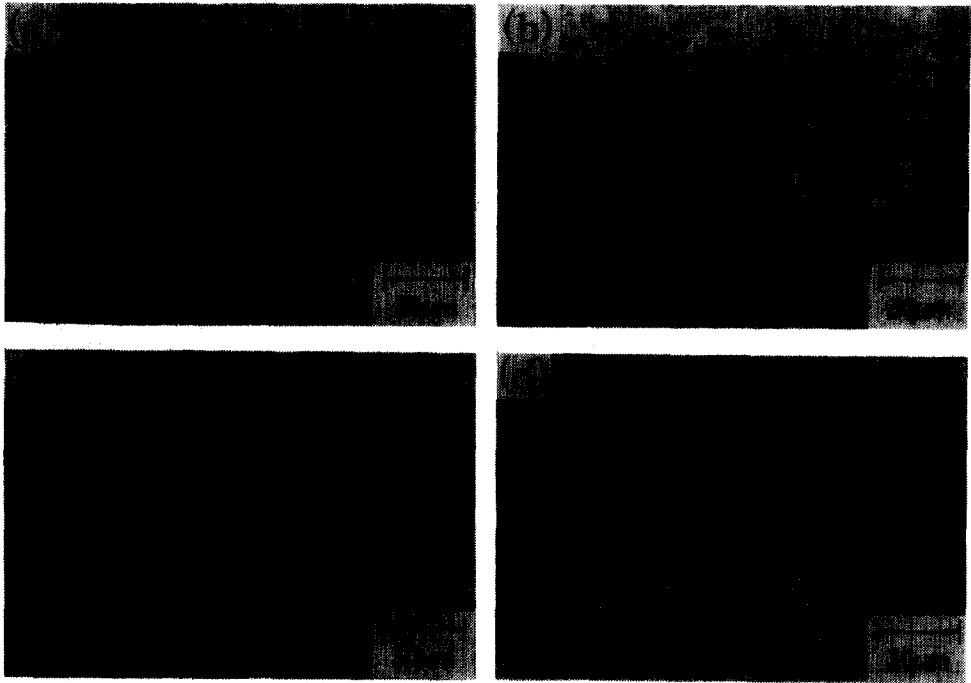
1000°C이하에서 미세한 결정립을 나타내는 것은 이 합금의 결정립 미세화 원소로 첨가된 Nb에 의한 것으로 판단되며, HSLA-B강에 대해 Nb석출물을 투과 전자현미경으로 관찰한 결과를 그림 6에 나타내었다. 그림 6의 (a)는 Nb석출물에 대한 암시야상(dark field image), (b)는 이 상에 대한 {110}zone에서의 미시 회절 패턴(micro-diffraction pattern) 그리고 (c)는 이 상을 EDS분석한 결과이다. (a)에서 보는 바와 같이 미세한 Nb석출물이 주로 입계를 따라 관찰됨을 알 수 있는데, 이 석출물이  $\gamma$ 성장시  $\gamma$ 결정립계를 고착시켜 성장을 억제시키는 것으로 판단된다. 고온으로 올라갈수록 Nb석출물의 성장 및  $\gamma$ 내에 재고용됨에 따라 Nb석출물의 양이 감소하며 입자간의 거리가 증가하게 되어 고착 효과는 작아지고, 상대적으로 결정 성장에 대한 구동력은 커짐으로써 조대화되는 것으로 판단된다. DeArdo등<sup>5)</sup>도 결정립계와 아결정립계에서의 Nb석출물의 양이 결정립내보다 1.5~2배 정도 많으며, 입계의 석출물들은 입계를 고착하여 결정립 미세화에 기여하는 것으로 보고하였다. 그림 6(a)에서도 Nb석출물이 입계에서 많이 관찰되며 그 크기도 또한 입내에서 관찰되는 석출물보다 큰 것을 알 수 있다.

### 3.3 시효 온도에 따른 조직 및 경도

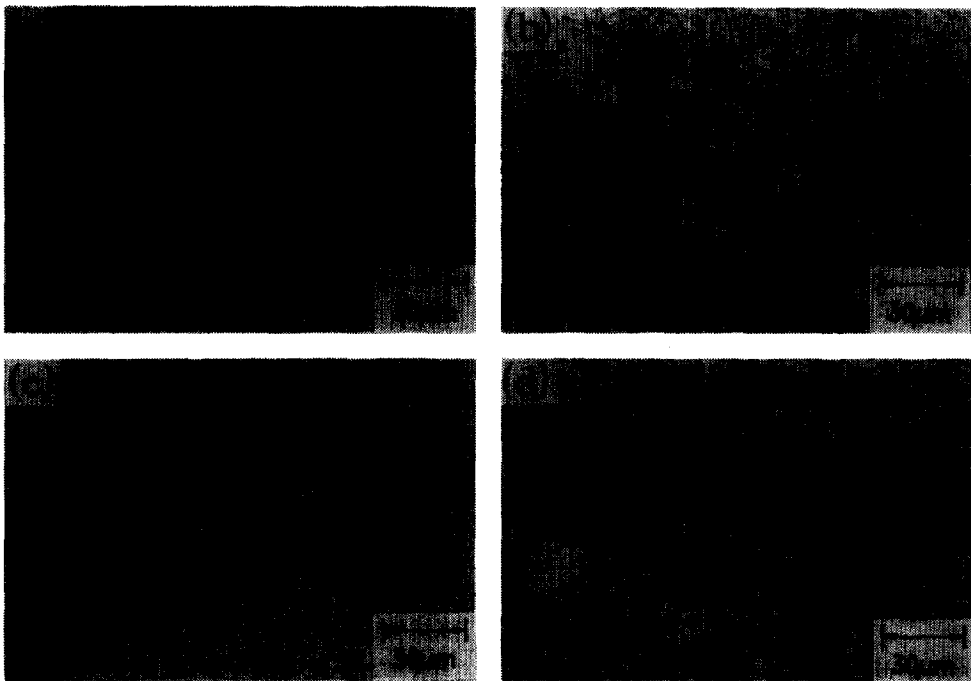
#### - 광학 현미경 조직 -

900°C에서 HSLA-A강과 HSLA-B강을 오스테나이트화 처리후 시효 온도에 따른 조직의 변화를 각각 그림 7과 그림 8에 나타내었다.

그림 7은 HSLA-A강을 퀴칭후 200°C, 400°C, 600°C, 700°C에서 시효 처리한 조직이다. 200°C, 400°C, 600°C에서는 시효 온도에 따른 변화를 관찰할 수 없으며, 구  $\gamma$ 결정립내에 침상의 조직이 관찰되나 700°C 시효의 경우는 미세한 침상의 조직



**Fig. 7.** Microstructures of HSLA-A steel quenched from 900°C and aged for 1hr at (a) 200°C, (b) 400°C, (c) 600°C and (d) 700°C (etched by 2% Nital).



**Fig. 8.** Microstructures of HSLA-B steel quenched from 900°C and aged for 1hr at (a) 200°C, (b) 400°C, (c) 600°C and (d) 700°C (etched by 2% Nital).

이 사라졌다.

그림 8은 HSLA-B강을 퀴칭 후 시효한 조직으로서 (a), (b), (c), (d)는 각각 200℃, 400℃, 600℃, 700℃에서 시효한 조직이다. 이 경우에도 HSLA-A강의 그림 7과 마찬가지로 시효 온도 변화에 따른 조직의 변화를 관찰할 수 없다. 다만 HSLA-A강의 700℃에서 시효한 조직[그림 7(d)]의 경우에는 미세한 상이 나타나지 않았지만, HSLA-B강의 경우[그림 8(d)]에는 미세한 상이 계속 관찰된다. 이것은 그림 9의 경도 측정 결과와 그림 10, 그림 11의 투과 전자현미경 조직 관찰 결과에서 설명하겠지만, HSLA-B강을 700℃에서 시효한 상태의 조직[그림 8(d)]에서 관찰되는 미세한 상은 2차 경화에 영향을 미치는 상의 생성에 의한 것으로 판단된다.

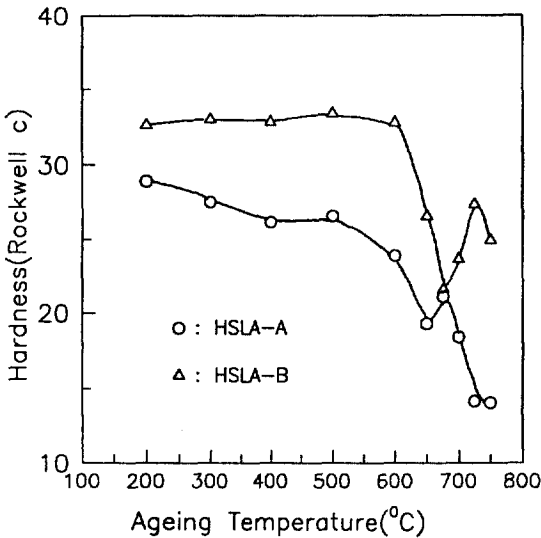


Fig. 9. Variations of hardness with ageing temperatures in HSLA-A and HSLA-B steels.

— 경 도 —

시효 온도에 따른 경도 변화를 관찰한 결과를 그림 9에 나타내었다. HSLA-A강은 시효 온도가 증가함에 따라 경도가 감소하다가 500℃에서 약

간 상승하였다가 다시 감소하는 경향을 보이며, 650℃ 이상에서 다시 상승하였다가 675℃에서 2차 피이크를 나타낸 후 감소한다. HSLA-B강은 온도가 증가하여도 경도 감소가 현저하지 않으며 500℃에서 약간 증가하였다가 감소한 후 675℃부터 다시 경도가 상승하여 725℃에서 2차 피이크를 나타낸 후 감소한다.

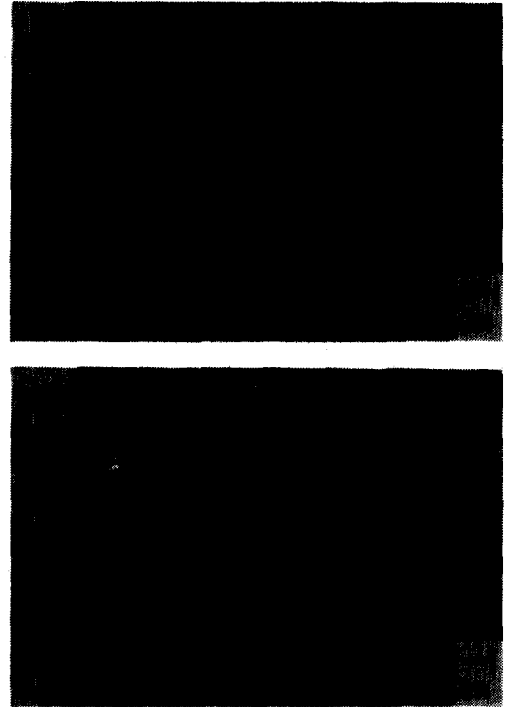


Fig. 10. TEM micrographs of HSLA-A steel quenched from 900℃ and aged for 1hr at (a)650℃ and (b) 725℃.

500℃에서의 경도 상승은 합금 원소로 첨가된 Cu에 의해 Cu-clusters와 ε-Cu에 의한 것으로 알려져 있으며 저자 등은 이를 확인한 바 있다<sup>4)</sup>. 500℃에서의 피이크 후, 온도가 증가함에 따라 경도 감소가 현저히 일어나는데 이것은 석출상의 조대화로 경화에의 기여가 작아졌으며 고온 시효에 의한 드임으로 연화 효과가 커졌기 때문으로 판단된다. 그러나 HSLA-B강에서는 600℃까지는 온도 증가에 따른 경도의 감소가 거의 일어나지 않는



데 이것은 HSLA-B강에 석출 강화를 일으키는 원소인 Cu의 양이 HSLA-A강보다 더 많기 때문에 석출상이 고온까지 안정하게 존재하여 뜨임에 의한 경도 감소를 보상하는 효과가 HSLA-A강보다 더 크게 나타나 경도 감소가 일어나지 않은 것으로 판단된다.

HSLA-A강과 HSLA-B강에서 각각 650℃와 675℃ 이상에서 경도가 상승하는 것은 새로운 제2상의 생성에 의한 것으로 판단된다. 즉  $A_{c1}$  이상의 온도인  $\alpha/\gamma$  2상 영역으로 가열될 경우 새로운  $\gamma$ 가구  $\gamma$ 결정립계나 마르텐사이트 또는 탄화물이나 석출물에서 우선적으로 핵생성 및 성장함에 따라 탄소(C)가 풍부하게 되고 주위 기지에는 탄소(C)의 고갈이 일어난다. 이러한 영역이 상온으로 냉각되면 고탄소를 함유한  $\gamma$ 의 일부는 마르텐사이트로 변태하는데 이러한 2상으로 된 구조를 고탄소 마르텐사이트(high carbon martensite) 또는 marten site-austenite(M-A) constituents라 하며 기계적 성질에 큰 영향을 미치는데, 이 M-A상의 생성으로 경도가 상승한 것으로 판단된다.

이와 같은 시효 처리 온도에 따라 기지 조직 및 석출상 변화가 생기고 또한 합금 성분 차이에 의해 다른 조직과 경도 값을 나타내는데 이를 광학 현미경으로는 자세히 고찰할 수 없기 때문에 투과 전자 현미경 관찰을 행하였다. 그 결과를 그림 10~그림 13에 나타내었다.

#### - TEM 조직 -

HSLA-A강을 650℃와 725℃에서 시효 처리한 후의 조직을 그림 10의 (a), (b)에 각각 나타내었다. 그림 10(a)에는 lath내에 미세한 석출물이 많이 관찰되나, 그림 10(b)에는 석출물들이 사라졌으며 lath경계도 불명확하다.

HSLA-B강에 대해 400℃, 500℃, 650℃, 725℃에서 시효한 상태의 조직을 그림 11의 (a), (b), (c), (d)에 각각 나타내었다. 400℃ [그림

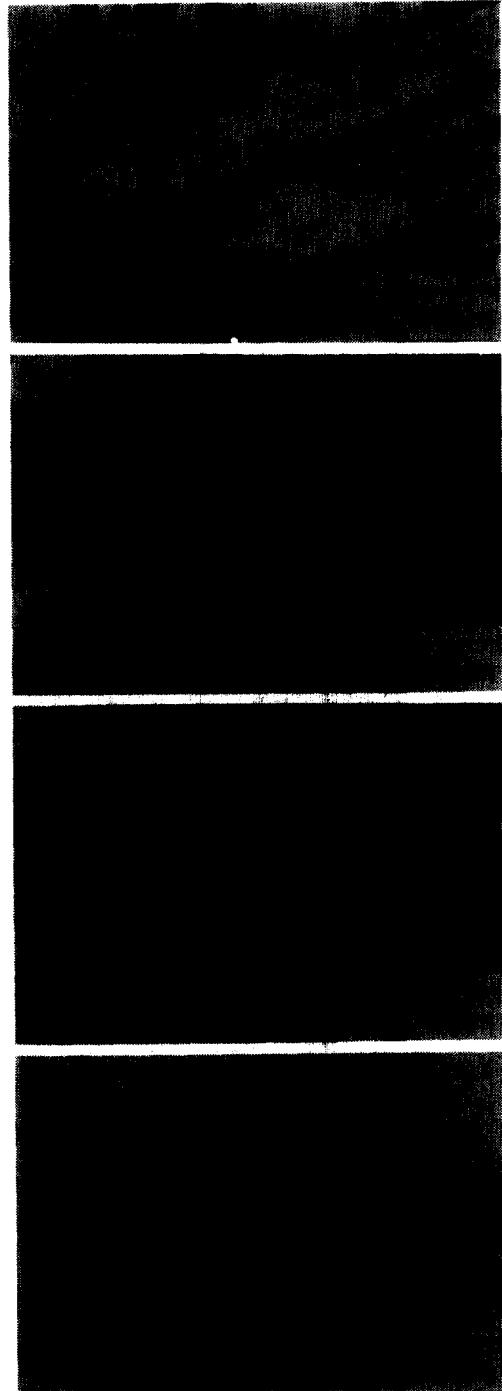


Fig. 11. TEM micrographs of HSLA-B steel quenched from 900℃ and aged for 1hr at (a) 400℃, (b) 500℃, (c) 650℃ and (d) 725℃.



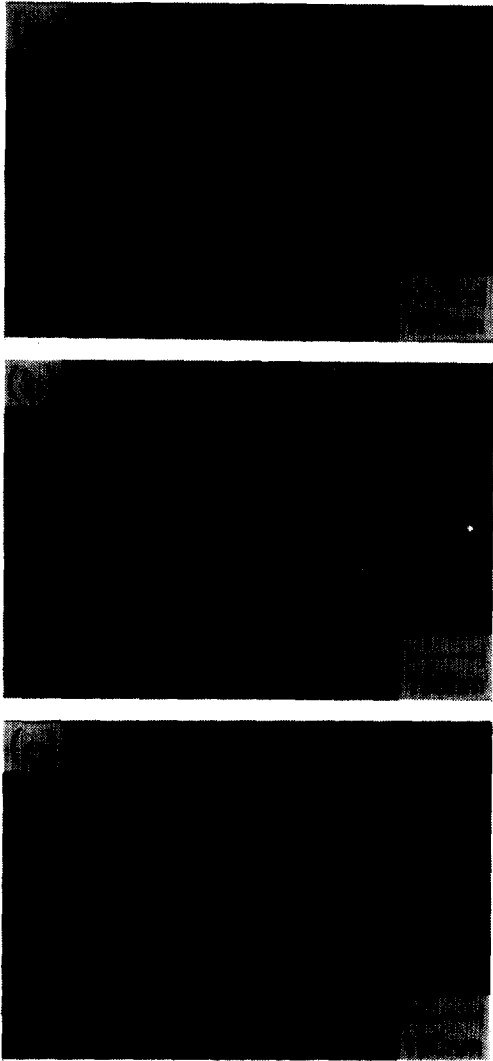


Fig. 13. TEM micrographs showing  $\epsilon$ -Cu phase in HSLA-B steel quenched from 900°C and aged for 1hr at (a) 500°C, (b) 650°C and (c) 725°C.

°C 정도에서 시효할 때 나타나나, 실제 재료 사용시는 650°C가 최적의 시효 온도로서 가장 많이 행하여지고 있다. 그리하여 HSLA-A강에 대해서는 650°C에서 시효한 시편에 대해 HSLA-B강에 대해서는 500°C, 650°C, 725°C에서 시효한 시편에 대해 석출상의 변화를 고찰하기 위해 투

과 전자 현미경 관찰을 하였다. HSLA-A강을 650°C에서 시효한 시편에 대해 석출상을 관찰한 결과를 그림 12에 나타내었는데 (a)는  $\epsilon$ -Cu상에 대한 암시야상(dark field image), (b)는 이 상의 명시야상(bright field image), (c)는 이 상의 제한 시야 회절 패턴(selected area diffraction pattern), (d)는 이것을 해석한 결과이다.

그림 13은 HSLA-B강을 시효한 후의 석출상에 대한 암시야상을 나타낸 것인데 (a)는 500°C, (b)는 650°C, (c)는 725°C에서 시효한 상태의 석출물이다. 시효 온도가 증가할수록 조대화되며, 500°C, 650°C에서는 구형인 데 반해 725°C에서는 막대형태이다.

시효 온도에 따른 경도변화 곡선(그림 9)에서 500°C에서의 경도 상승은 그림 13(a)와 같은 아주 미세한 석출물로 초래된 것으로 판단된다. 500°C 이상에서 경도 감소는 석출물의 조대화에 의한 것임을 이 조직으로부터 유추할 수 있다. 그리고 HSLA-A강의 650°C시효에서의 석출물[그림 12(a)]과 같은 시효 조건인 그림 13(b)의 석출물을 비교해 보면 HSLA-B강의 경우가 HSLA-A강의 경우보다 석출물이 많고 그 크기도 더 큰 것을 알 수 있는데, 이것은 Cu석출물을 생성하는 원소인 Cu의 양이 HSLA-B강에 더 많이 함유되어 있기 때문인 것으로 판단된다.

구형의 석출물이 임계 크기 이상으로 되면 막대형태로 변태되는데 650°C시효 조직인 그림 13(b)에서 약 30nm 정도 이상 크기인 석출물의 경우 막대 형태를 나타낸다. 이로 보아 구형 석출물의 크기가 약 30nm 이상으로 성장하면 막대 형태로 바뀌게 됨을 알 수 있다. Othen 등<sup>6)</sup>도 구형의  $\epsilon$ -Cu석출물이 성장하면  $[110]_{Cu}$  방향으로 성장하는 막대형태의 석출물로 변태함을 보고하였다. 이 막대형태의 석출물은 bcc구조의 기지와 Kurdjumov-Sach 방향 관계, 즉,  $(110)_{Fe} // (111)_{Cu}$ ,  $[111]_{Fe} // [011]_{Cu}$ 를 갖는 것으로 알려져 있다.

#### 4. 결 론

2종의 HSLA강에 대해 압연 조직의 차이,  $\gamma$ 처리 온도 변화에 따른 조직의 변화,  $\gamma$ 처리 후 시효 처리 온도변화에 따른 기지 조직의 변화 및 석출상 변화 그리고 시효 처리 온도변화에 따른 경도의 변화를 합금 원소 차이를 고려하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 25kg 잉고트를 용해 주조하여 마무리 압연 온도를 800℃로 13mm두께까지 압연할 경우 HSLA-A강은 주로 페라이트( $\alpha$ )이나 HSLA-B강은 베이나이트 또는 마르텐사이트인 침상의 조직이 관찰되는데, 이것은 두 강들의 Ni, Mn, Mo, Cu 등의 경화능에 영향을 미치는 원소들의 양의 차이에 기인하는 것으로 판단된다.

2) 오스테나이트화 처리 온도가 증가할수록 결정립이 조대한 경향을 나타내며 1000℃ 이상에서 급격히 결정립의 성장이 일어난다. 1000℃ 이하에서 아주 미세한 결정립을 나타내는데 이는 결정립 미세화 원소로 첨가된 Nb석출물에 의한 것으로 나타났다.

3) 900℃에서 오스테나이트화 처리한 후 시효한 조직에서 650℃ 이하에서는 HSLA-A강과 HSLA-B강에 차이가 관찰되지 않지만 700℃ 이상에서 시효한 조직에서는 HSLA-A강에서는 제2상이 관찰되지 않았지만 HSLA-B강에서는 제2상인 M-A상이 관찰되었다.

4) 시효 온도변화에 따른 경도 곡선에서 2개의 피이크가 나타내는데 500℃에서 나타나는 피이크는 Cu석출상의 생성에 의한 경도 상승이며 고온에서의 2차 피이크는 M-A상의 생성에 의한 것이다. 그리고 HSLA-B강이 시효 온도 증가에 따라 경도

저하가 적은 것은 HSLA-B강에 석출 경화에 기여하는 Cu의 양이 많기 때문인 것으로 판단된다.

5) 시효 온도가 증가할수록 석출물이 조대화되며 구형의 석출물이 약 30nm 이상 성장하면 막대형태로 바뀐다. 그리고 Cu의 양이 많은 HSLA-B강에 석출물의 양이 많으며 크기도 더 큰 것을 알 수 있다.

#### 참 고 문 헌

1. "IN-787 A precipitation hardening alloy steel" The international Nickel company, Inc., New York, 1978
2. MIL-S-24645A(SH) 10 January. 1990
3. Isao Masaoka, Iwao Takase and Ryoichi Sasaki : Iron and Steel, 1979 Vol. 13, p 63~71
4. 박태원, 심인옥, 김영우, 강정윤 : 대한금속학회, 1995, Vol. 33, No. 1, p 57~64
5. E. J. Palmiere, C.I.Garcia, A. J. DeArdo : Proceedings of the inter.conf. on processing, microstructure and properties of microalloyed and other modern high strength low alloy steels, June 3~6, 1991 (edited by DeArdo), 1992, p 113~1333
6. P. J. Othen, M. L. Jenkins, G. D. W. Smith and W. J. Phythian : Phil. Mag. Lett., 1991, Vol. 64, No. 6, p 383
7. G. R. Speich, R. A. Orian : Tranxs. Met. Soc. AIME, 233, 1965, p 623
8. R. Varughese, P. R. Howell : Materials Characterization 1993, Vol. 30, p 261~267