

Cu를 함유한 저합금 고장력강의 기계적 성질에 미치는 열처리의 영향

박태원 · 심인옥 · 김영우 · 강정운*

국방과학연구소

*부산대학교 공과대학 금속공학과

The effects of heat-treatment on the mechanical properties of the Cu-bearing HSLA steels

Tae-Won Park, In-Ok Shim, Young-Woo Kim, *Chung-Yun Kang

Agency for Defense Development, 305-600

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

초 록 Cu를 함유한 2종의 저합금 고장력강(HSLA-A, HSLA-B)의 기계적 성질에 미치는 시효 처리의 영향을 조사하였다. 탄소량이 적음에도 불구하고 Cu첨가로 석출물을 생성시킴으로서 2합금 모두 650°C에서 시효한 경우 양호한 강도(HSLA-A : Y.S 703MPa, E.L 22.6% HSLA-B : Y.S 810MPa, E.L 23.8%)와 인성(HSLA-A : 271.4J, HSLA-B : 197.5J at -50°C)의 조합을 나타내었다. 500°C에서 시효할 때 가장 높은 항복 강도를 나타내나 인성은 아주 낮은 값을 나타내었다. 500°C 이상 시효 온도가 증가하면 강도는 감소하고 인성은 증가하였다. HSLA-B강의 강도가 HSLA-A 강보다 높는데, 퀴칭 상태에서의 강도 차이는 경화능을 증가시키는 원소인 Ni, Mn, Mo, Cu의 첨가량 차이에 의한 기지 조직의 차이에 의한 것이며, 시효한 상태에서의 강도 차이는 기지 조직과 석출 강화에 기여하는 Cu량의 차이에 의한 것으로 판단된다. 시효 경화 곡선에서 700°C에서의 경도 증가는 오스테나이트-페라이트 2상 영역으로부터 냉각시 생성된 "M-A constituents"에 의한 것이다. HSLA-A강과 HSLA-B강의 충격 천이 온도는 각각 -125°C와 -145°C이었다.

Abstract The effects of ageing treatment on the mechanical properties of two Cu-bearing HSLA(High strength low alloy) steels were studied by means of scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), tensile, charpy impact and hardness tests. HSLA-A and HSLA-B steels have excellent combination in strength (HSLA-A : Y.S 703MPa, E.L 22.6%, HSLA-B : Y.S 810MPa, E.L 23.8%) and toughness (HSLA-A : 271.4 J, HSLA-B : 197.5J at -50°C) by the precipitation of ϵ -Cu and low carbon alloying. The peak yield strength was achieved at an ageing of 500°C in both steels, whereas the impact energy was very low at this. As ageing proceeds beyond this temperature, strength decreased whereas impact energy increased. The strength of HSLA-B was higher than that of HSLA-A steel. In the as-quenched condition, the strength difference is due to the difference in matrix microstructures produced by the different amounts of alloying elements such as Ni, Mn, Mo and Cu which enhance the hardenability. In the state of ageing treatment, the strength difference is due to the difference in matrix microstructures and precipitates resulted from Cu addition. An increase in hardness at 700°C was associated with the formation of "M-A constituents" which forms during cooling from austenite-ferrite two phase region. The impact transition temperatures of HSLA-A and HSLA-B steels were -125°C and -145°C, respectively.

1. 서 론

저합금 고장력(High strength low alloy, HSLA)강은 강도, 인성, 연성, 성형성 그리고 용접성이 뛰어난 조합을 이루며 첨가 원소의

함유량이 적어 경제적이므로 구조물 재료로 널리 사용되고 있다.

HSLA강의 특성은 보통 조성과 미세 구조의 제어에 의해 결정된다. 결정립 미세화를 위해 첨가되는 원소로서 Ti, V, Nb등이 있으

며 이러한 원소는 탄화물(NbC, VC, TiC), 질화물(NbN, VN, TiN)과 탄·질화물[Nb(C, N), V(C, N), Ti(C, N)]등을 형성하여 오스테나이트 온도 구역에서 안정하게 존재함으로써 오스테나이트의 재결정 및 결정립 성장을 억제시켜 오스테나이트를 미세하게 하여 오스테나이트의 페라이트로의 변태시 페라이트의 핵생성 위치가 증가하여 미세한 페라이트 결정립을 얻을 수 있으며 또 어떤 경우에는 오스테나이트-페라이트 변태를 억제하여 베이나이트나 마르텐사이트의 생성을 용이하게 하기도 한다. 이러한 원소들은 고온에서 석출하여 안정하게 존재하여 결정립 미세화에 기여할 뿐만 아니라 석출에 의한 강화로 인하여 기계적 성질에 큰 영향을 미친다¹⁾.

Cu를 첨가한 HSLA강은 Cu가 오스테나이트-페라이트 변태 온도를 낮추며 변태 속도를 느리게 하나 주로 석출 경화 목적으로 첨가된다. 즉 시효중 초기에는 기지와 정합인 bcc구조의 Cu-clusters가 생성되며, 시효가 더욱 진행되면 부정합인 fcc구조의 ϵ -Cu상이 석출하여 강도 증가에 기여하여 탄소량의 감소에 의한 강도 감소를 보상해 준다. 또한 Cu 첨가는 석출 강화 효과외에도 강의 경화능 향상과 템퍼링 저항성을 증가시키는 효과가 있는 것으로 알려져 있으며²⁾ Soylu등³⁾은 재가열시 Cu 석출물이 오스테나이트의 핵생성 위치로 작용하여 오스테나이트-페라이트 계면을 고착시켜 오스테나이트 미세화에 기여하는 것으로 보고하고 있다.

본 연구에서 채택한 HSLA-A강 및 HSLA-B강은 각각 미 군사 규격⁴⁾에서 규정하고 있는 HSLA-80 및 HSLA-100강에 상응하는 조성으로서 이들 고장력강은 기존의 HY-80 및 HY-100강을 대체할 목적으로 개발되어 HY-80 및 HY-100강의 강도와 인성을 만족하면서 용접시 예열이 필요없거나 낮은 온도에서 예열이 가능하도록 설계되어 용접 제조시 신뢰성과 경제성을 향상시킬 수 있는 합금이다.

HSLA-A강 및 HSLA-B강은 Nb을 0.037wt% 함유하여 결정립 미세화를 이루며, Cu를 1.2wt%(HSLA-A), 1.5wt%(HSLA-B) 첨가하여 석출물이 생성되도록 하였다. HSLA강에 주합금 원소로 첨가되는 Ni은 강의 경화능을 향상시키고, 열간 압연시 저용접인 Cu로

인해 생길 수 있는 고온 취성을 방지하며 저온 충격 인성을 향상시킨다⁵⁾. Cr, Mo는 냉각중 석출물의 생성을 지연시키고 강의 경화능을 향상시킨다. Mn은 오스테나이트-페라이트 변태 온도를 낮추어 미세한 페라이트를 생성시켜 인성을 증가시키며 충격 전이 온도를 낮추는 역할을 한다.

미국에서는 국방성의 자국내 방산 재료 개발 및 생산 능력 보강을 목적으로 하는 Title III program의 일부로 TMCP(Thermo-mechanical controlled processing)를 이용한 HSLA강을 개발하기 위해 1990년부터 사업을 착수하여 12년간에 걸쳐 생산 설비를 완료하여 연간 35,000ton을 생산하고자 하고 있다^{6,7)}.

국내에서는 고강도강의 대부분을 수입에 의존하고 있고 Cu를 함유한 HSLA-80강과 HSLA-100강에 대한 연구 보고는 거의 없는 실정이다. 차세대에 있어서 국내의 잠수함 및 해양 산업의 활성화와 대형 구조물에서의 경제성인 신뢰성있는 고품질 저합금강에 대한 요구는 필수적이라 하겠다.

그리하여 본 연구에서는 HSLA-80강과 HSLA-100강에 상응하는 2종류의 합금에 대해 열처리를 행하여 두 강종의 합금 원소 차이에 의한 기지조직의 변화와 열처리 조건에 따른 기지 조직과 석출상의 변화, 기계적 성질의 변화등의 특성을 조사함으로써 두 강종의 기계적 물성에 대한 기초 자료를 제공하고자 한다.

2. 시료 및 실험방법

2-1 시료

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

2-2 실험 방법

오스테나이트 처리는 수직로를 사용하여 900°C에서 1시간 동안 유지하였으며, 유지 후 수냉하였다. 수냉한 시편과 수냉 후 300~750°C 온도 범위에서 1시간 동안 시효 처리를 행한 시편에 대해 경도 측정, 인장 시험, 충격 시험, 주사 전자 현미경(Scanning electron mi-

Table 1. Chemical compositions of HSLA-A and HSLA-B steels. wt (%)

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

crosscopy, SEM) 및 투과 전자 현미경(Transmission electron microscopy, TEM) 관찰을 행하였다.

수냉한 상태의 광학 현미경 조직 관찰을 위해 시편을 연마지에 연마한 다음 알루미늄 분말로 세연마하여 2% Nital 용액에 에칭하였다.

경도 측정은 Wilson사 경도계 model B555-T의 Rockwell C scale로 7회 측정 후 최대, 최소 값은 버리고 5회 측정의 평균을 경도 값으로 하였다.

인장 시험은 Instron사의 model 4505를 이용하였으며 시편은 ASTM-E8의 표점 거리 25mm인 봉상의 소형 시편을 사용하였다. Cross head speed는 2mm/min으로 하였으며 연신율은 strain gauge를 부착하여 파단될 때까지 측정하였다.

충격 시험은 SATEC사의 model SI-103을 사용하였으며 ASTM E23의 표준 충격 시험 시편을 제작하여 각 온도에서 시효한 시편에 대해 측정하였으며, 650°C에서 1시간 동안 시효한 시편에 대해서는 -196°C ~ 25°C의 여러 온도에서 측정하였다. 각 시험 온도에서 15분간 유지한 후 꺼내어 5초 이내에 시험을 행하였다.

충격 시험후의 파단면을 관찰하기 위해 주사 전자 현미경을 사용하였다. 또 개재물의 성분 조사를 하기 위해 EDS(energy dispersive X-ray spectrometer) 분석을 행하였다.

Philips CM12 투과 전자 현미경을 이용하여 시효한 시편의 미세 조직 관찰을 행하였다. 시편은 연마지에서 약 60 μ m 두께까지 연마한 후 지름 3mm로 천공하여 double jet polishing 장치를 사용하여 10% perchloric acid+90% CH₃COOH 용액에서 45~50V 전압으로 thin foil을 제작하여, 100kV의 가속 전압에서 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 1의 (a) (b)는 각각 HSLA-A강 및

HSLA-B강을 900°C에서 오스테나이트처리한 후 퀴칭한 조직을 나타낸 것이다. (a)는 부분적으로 베이나이트나 마르텐사이트로 보이는 조직도 관찰되나 대부분 페라이트 조직이다. 반면에 HSLA-B합금의 퀴칭 조직인 (b)는 대부분 베이나이트나 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. (a) (b) 두 조직의 차이는 경화능에 영향을 미치는 합금 원소 즉 Ni, Mo, Mn Cu 등의 양의 차이에 의한 것으로 판단된다. 두 합금 모두 오스테나이트 결정립의 크기는 약 6 μ m (ASTM No. 11)로 아주 미세한데, 이것은 앞에서 언급한 바와 같이 Nb 첨가로 열간 압연시 Nb석출물이 생성되어 이 석출물이 오스테나이트처리 온도에서 안정하게 존재하여 오스테나이트의 재결정 및 결정립 성장을 억제시켰기 때문이다. 오스테

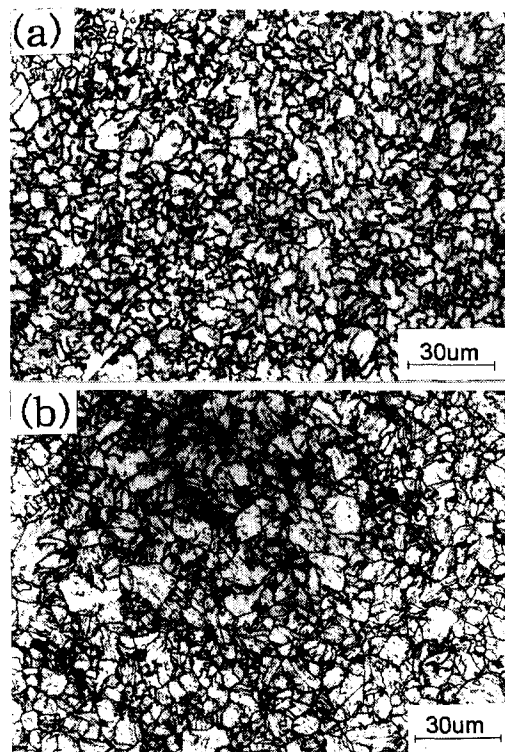


Fig. 1. Optical Micrographs of HSLA-A and HSLA-B steels quenched from 900°C. (etched by 2% Nital)

나이트에서 페라이트로 변태시 페라이트의 핵생성이 일어나기 가장 쉬운 장소는 오스테나이트의 결정입계이기 때문에 변태전 오스테나이트의 결정립이 미세해야만 냉각시 페라이트의 핵생성 위치를 증가시켜 미세한 페라이트 결정립을 만드는 것으로 알려져 있다^{8,9)}.

그림 2는 HSLA-B강을 900°C에서 1시간동안 오스테나이트처리한 후 퀴칭한 TEM 조직으로서 (a)는 [110] zone axis에서의 NbC에 대한 암시야상(dark field image)으로서 석출물이 주로 입계를 따라 존재함을 알 수 있다. (b), (c)는 각각 이 상에 대한 micro diffraction pattern이며 (d)는 이 석출상을 STEM-EDS 분석한 결과이다. 앞에서 언급한 바와 같이 Nb첨가로 인해 NbC석출물이 고온에서 생성되어 이 석출물이 결정입계를 고착시킴으로써 결정립 성장을 억제하여 미세한 결정립을 초래하였음을 알 수 있다.

HSLA-A강과 HSLA-B강의 개재물은 대부분 결정립계에서 관찰되었으며 개재물을 EDS 분석한 결과 Al, Cr, Mn, S, Si, Mo 등의 많은 원소를 함유하고 있었으며 크기는 개재물의

조성에 관계없이 대부분 1-2 μ m 정도였다. 이들 개재물 중 가장 많이 나타나는 개재물은 Al, Mn, S를 함유한 개재물로서 그림 3에 이 개재물에 대한 SEM 조직을 대표적으로 나타내었다. 이 개재물은 Al₂O₃와 같은 산화물을 핵생성 위치로 하여 MnS가 용이하게 석출된 것으로 판단된다¹⁰⁾.

HSLA-A강과 HSLA-B강을 L(longitudinal)방향과 T(transverse)방향으로 시편을 채취하여 오스테나이트처리 후 수냉한 경우와 300, 400, 500, 600, 650 및 675°C에서 1시간 동안 시효한 경우의 기계적 성질의 변화는 표 2와 같다.

석출물의 생성에 의해 영향을 많이 받는 항복 강도를 고려하면 대체적으로 500°C에서 1시간동안 시효할 때 최대 강도를 나타냄을 알 수 있으며, 500°C까지는 대체적으로 시효 온도가 증가할수록 인장 강도와 항복 강도의 차이가 줄어든다. 또한 퀴칭(AQ)상태와 500°C 시효 상태를 비교하면 시효한 상태에서 인장 강도는 감소하나 항복 강도는 증가하는 경향을 나타내었는데, 이것은 Cu첨가로 Cu-cluster

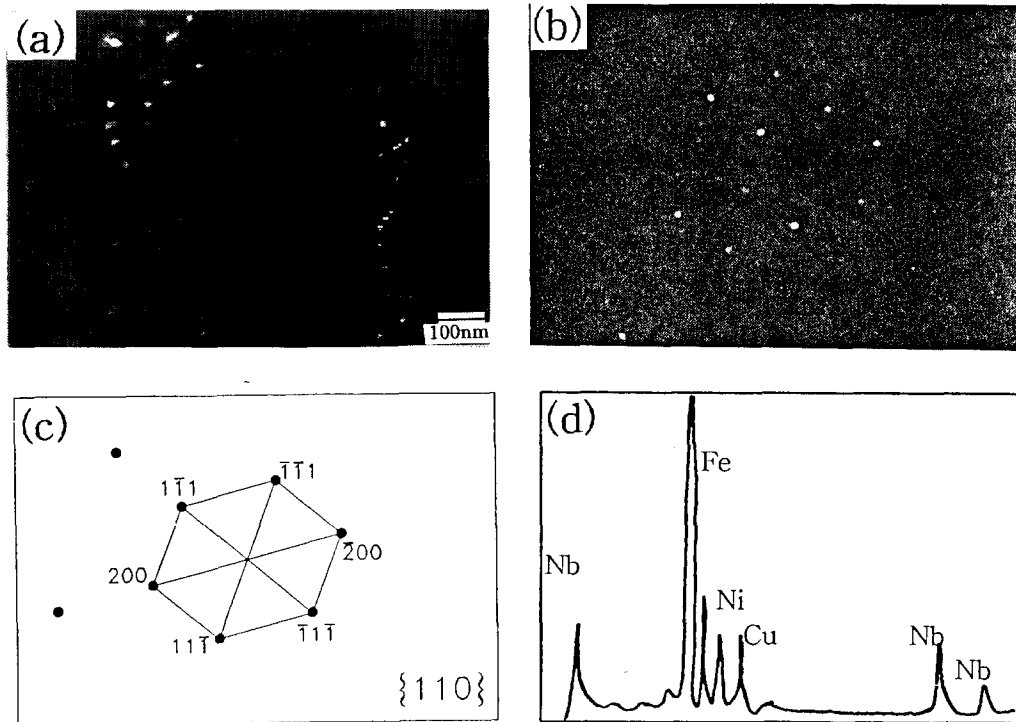
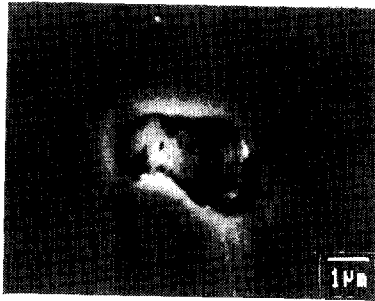


Fig. 2. TEM micrographs showing NbC precipitates in HSLA-B steel quenched from 900°C.
(a) dark field image (b) micro-DF (c) indexing of (b) (d) STEM-EDS analysis

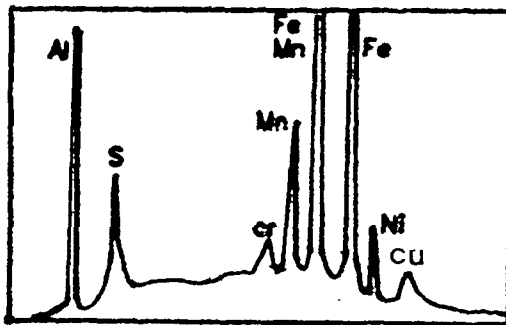
및 ϵ -Cu 석출물이 인장 강도보다는 항복 강도 증가에 더 큰 영향을 미침을 알 수 있다. 이 때의 인장 강도의 감소는 템퍼링에 의한 기지 조직의 연화에 기인된 것으로 판단된다.

그리고 L방향과 T방향의 기계적 성질에 현저한 차이가 나타나지 않았는데 이것은 그림 3의 개재물에 대한 SEM 조직 관찰 결과 이 방향에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있는 MnS가 Al_2O_3 와 복합 석출하여 등근 형상을 하고 있기 때문으로 판단된다.

HSLA-B강의 경우가 HSLA-A강의 경우보다 AQ상태 및 시효 처리한 상태에서 모두 강도가 높게 나타났다. AQ상태에서의 강도 차이는 그림 1의 조직에서 관찰한 바와 같이 경화능에 영향을 미치는 Ni, Mn, Mo, Cu의 양의 차이에 의한 기지 조직의 차이에 기인된 것으로 판단된다.



(a)



(b)

Fig. 3. SEM micrograph showing sulfide-oxide inclusions (a) and EDS analysis (b) in HSLA-A steel quenched and aged at 650°C.

그리고 시효 처리한 상태에서의 강도 차이는 기지 조직과 석출에 영향을 미치는 원소, 특히 Cu양의 차이에 의한 것으로 판단된다. 즉 AQ상태에서의 항복 강도와 최대 항복 강도를 나타낸 500°C시효 때의 항복 강도의 차이가 HSLA-A강의 경우는 약 130MPa인데 반해 HSLA-B강의 경우는 약 157MPa로 나타났는데 이 차이는 석출 강화에 영향을 미치는 Cu의 양이 HSLA-B가 많기 때문에 강도 증가가 더 큰 것으로 판단된다.

500°C에서 최대 항복 강도를 나타낸 후 온도가 증가함에 따라 강도가 감소하는 것은 ϵ -Cu상이 조대화하기 때문이다. Hornbogen¹¹⁾에 의하면 Cu-clusters가 생성된 재료를 변형시키면 전위 배열이 tangle이나 cell에서 직선으로 바뀌게 된다. 이 직선의 전위는 버거스 벡타와 전위선이 평행한 전위 즉 나선 전위를 형성하게 되며 이 나선 전위는 움직이기 어렵고 clusters 주위에 vacancies의 농도가 증가하게 되어 나선 전위가 움직이기 위해서는 큰 jog를 생성시켜야 하기 때문에 전위 이동이 방해되어 강화되는 것으로 보고하였다. 그리고 과시효 상태의 시편을 소성 변형시키면, 기지와 Cu석출물의 계면에서 전위가 생성되며, 입자간의 거리가 증가할수록 Cu가 고갈된 기지내에서 cross slip이 용이하며 전위의 이동이 활발해져 전위 배열이 tangle이나 cell로 바뀌게 되며 항복 강도는 (입자간의 거리)^{-1/2}에 비례하는 것으로 보고하였다.

한편 최대 항복 강도를 나타내는 500°C까지는 시효 온도가 증가함에 따라 항복비(항복 강도/인장 강도)가 증가하는데 이것은 용체화 처리후 수냉으로 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되면서 부피 팽창에 따른 변형에 의해 조직 내에 잔류 응력 및 자유 전위(free dislocation)가 다량 형성되어 항복이 비교적 낮은 응력에서 시작되나, 시효 온도가 증가하면서 자유 전위의 수가 감소하고 미세한 석출물이 생성되어 평균 자유 전위의 간격을 작게 하여 항복에 필요한 응력이 증가하기 때문인 것으로 생각된다.

그림 4는 표 2에서 나타낸 기계적 성질의 값 중 HSLA-A강과 HSLA-B강의 L방향 항복 강도만을 시효 온도에 대해 나타낸 것이다. AQ 상태보다 300°C 시효 상태에서 항복

Table 2. Tensile test results of HSLA-A and HSLA-B steel.

Alloys	Heat-Treatment	Mechanical properties									
		L					T				
		T.S (MPa)	Y.S (MPa)	Y.S/T.S (%)	E.L (%)	R.A (%)	T.S (MPa)	Y.S (MPa)	Y.S/T.S (%)	E.L (%)	R.A (%)
HSLA-A	AQ	953.6	738.6	77.5	18.2						
	300°C	974.2	825.4	84.7	20.6						
	400°C	885.4	804.1	90.8	17.6	73.4	902.6	823.4	91.2	9.9	52.2
	500°C	828.2	869.5	97.2	19.1	71.9	882.6	852.3	96.6	19.5	68.8
	600°C	740.0	803.4	97.0	24.2	71.6	937.0	915.7	97.7	21.7	64.5
	650°C	716.6	702.8	95.0	22.6	77.2	718.6	669.7	93.2	21.5	75.7
	675°C		683.5	95.4	24.9		675.9	644.9	95.4	21.3	63.9
HSLA-B	AQ	1085.2	830.2	76.5	20.4						
	300°C	1069.4	960.5	89.8	19.7						
	400°C	1018.4	936.4	91.9	18.8	70.7	999.7	906.7	90.7	15.8	58.1
	500°C	1076.9	987.3	91.7	22.8	69.8	1078.3	1041.8	96.6	19.5	59.9
	600°C	908.1	880.5	97.0	24.2	74.3	825.4	808.2	97.9	19.8	61.7
	650°C	838.5	810.3	96.6	23.8	73.2	853.0	823.4	96.5	22.8	68.8
	675°C	841.3	747.6	88.9	23.1	69.3	840.6	706.2	84.0	23.1	74.5

강도가 큰 것은 Cu 첨가로 bcc구조인 정합의 Cu-clusters 생성에 의한 것이며, 400 시효 시는 300°C 시효 때보다 템퍼링에 의한 연화 효과가 크게 나타나서 강도가 감소하며 500°C에서 시효할 때는 Cu-clusters 및 ϵ -Cu의 석출로 강도 증가 효과가 기지의 연화 효과보다 크게 나타남으로써 최대 강도를 나타내고 시효 온도를 더욱 높이면 석출물의 조대화

기지의 연화에 의해 강도가 급속히 감소한다.

그림 5는 그림 4의 각 조건과 같은 열처리한 시편에 대해 충격 인성을 측정한 것이다. 그림 4의 강도와 잘 대응되는 경향을 나타내 주며, 강도가 가장 높았던 500°C, 1hr의 시효 시 충격 인성이 가장 낮은 경향을 보여 주고 있다. 500에서 낮은 인성을 나타낸 것은 앞에서 언급한 바와 같이 bcc구조인 정합의 Cu-

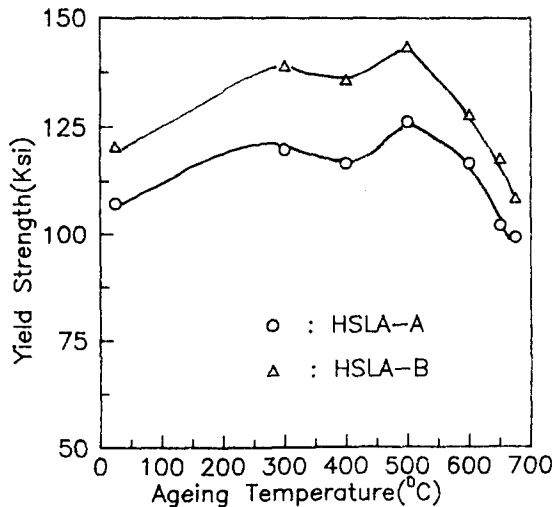


Fig. 4. Variations of yield strength in HSLA-A and HSLA-B steels according to ageing temperatures.

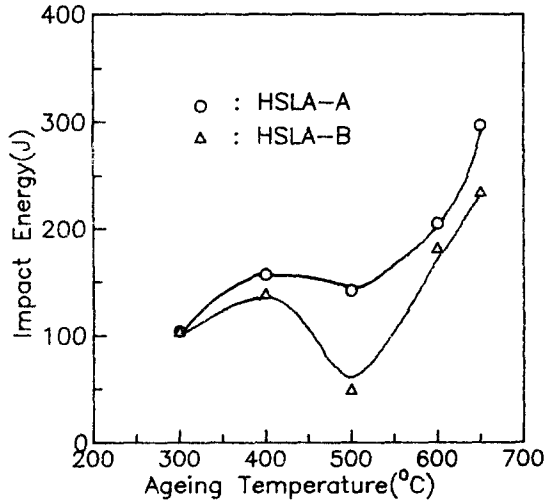


Fig. 5. Variations of impact energy according to ageing temperatures in HSLA-A and HSLA-B steels.

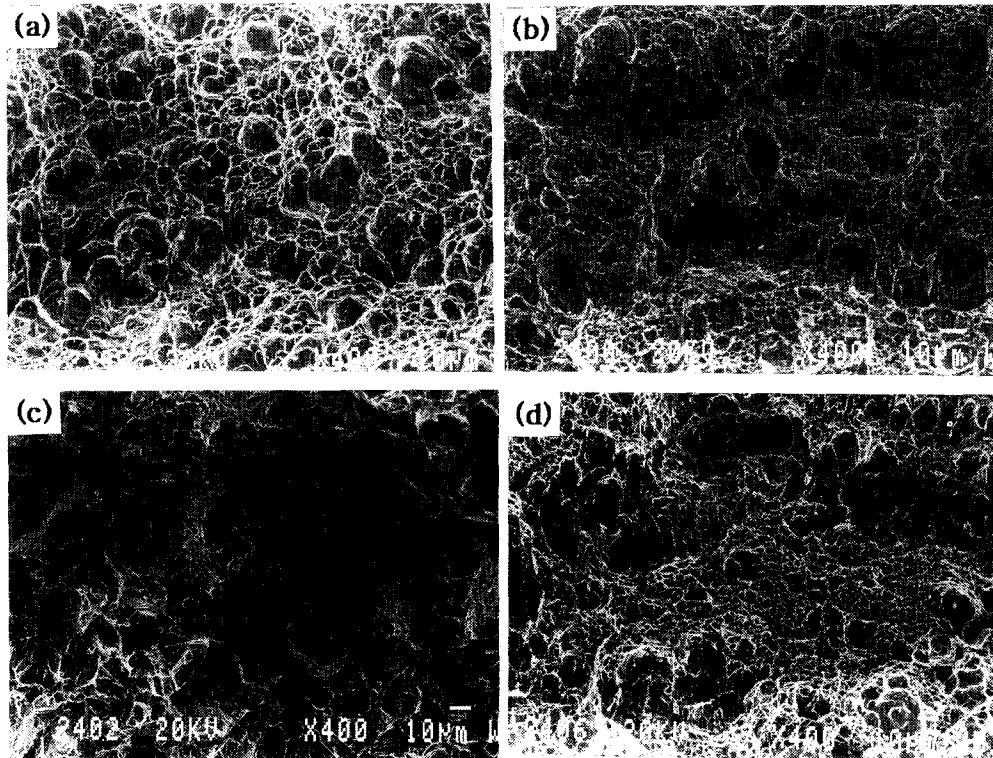


Fig. 6. SEM fractographs showing impact fractured surfaces in HSLA-B steel quenched and aged for 1hr at (a) 300°C (b) 400°C (c) 500°C (d) 650°C.

clusters 및 ϵ -Cu의 석출로 기지의 강도가 증가하고 강도 증가로 인하여 충격 인성이 저하하는 것으로 보인다. 즉 Hornbogen¹¹⁾이 언급한 바와 같이 정합의 Cu-clusters가 존재할 때 전위선과 버거스 벡타 방향이 평행한 전위, 즉 나선 전위가 생성되며, vacancies가 나선 전위상에서 jog를 이루게 되고, 또한 Cu-clusters가 형성됨에 따라 고용체 상태에서 Cu 원자 한개와 쌍을 이루고 있던 vacancies가 clusters와 합체되어 jogs가 움직이기 위해서는 높은 농도의 vacancies로 구성된 큰 jog를 생성시켜야 하기 때문에 이동이 어려워져 강도는 증가하나 인성은 크게 저하하는 것으로 생각된다. 시효 온도를 더욱 높이면 충격 인성이 다시 증가하는데 이것은 앞서 설명한 바와 같이 전위의 회복등과 같은 기지의 연화와 부정합의 ϵ -Cu상의 조대화에 의한 것으로 생각된다.

HSLA-B강을 300°C, 400°C, 500°C, 650°C

에서 시효한 시편에 대해 충격 시험후 각 시효 온도에 따른 파단면을 그림 6의 (a) (b) (c) (d)에 각각 나타내었다. 충격 인성이 현저히 낮은 500°C 시효의 경우를 제외하고는 모두 미세한 딴플(dimple) 형태의 연성 파단면을 보여주고 있지만, 500°C시효의 경우에는 부분적으로 딴플이 관찰되나 대부분 벽개 파괴에 의한 취성 파괴의 양상을 나타내고 있다.

그림 7은 최대 강도를 나타내는 500°C에서 1시간 동안 시효하였을 경우의 ϵ -Cu상을 나타내는 TEM 조직이다. (a)는 ϵ -Cu상에 대한 명시 야상(bright field image), (b)는 암시 야상(dark field image), (c)는 ϵ -Cu상과 기지에 대한 제한 시야 회절상을 나타낸 것이다. 그림에 나타낸 바와 같이 20~40Å 크기의 아주 미세한 ϵ -Cu석출물이 기지내에 균일하게 분포되어 있음을 알 수 있는데 이러한 균일한 분포는 기지와 석출물간의 낮은 계면 에너지로 인하여 임계 핵생성을 위한 활성화 에너지

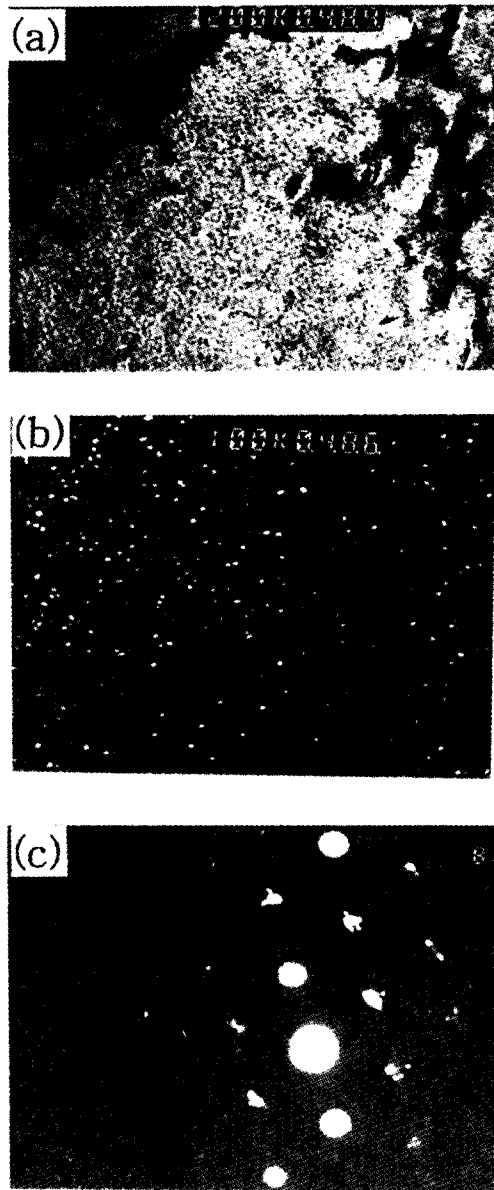


Fig. 7. TEM micrographs showing ϵ -Cu precipitates in HSLA-B steel quenched and aged for 1hr at 500°C. (a) bright field image (b) dark field image (c) SADP

가 낮기 때문으로 보고되고 있다^{12, 13)}.

이상의 인장 시험과 충격 시험 결과로부터 미 군사 규격⁴⁾에서 규정하는 항복 강도값 (HSLA-80 : 550~758MPa, HSLA-100 : 690~896MPa)을 가장 잘 만족하는 시효 온도인 동시에 가장 양호한 충격 인성 값을 나타내는 시효 온도인 650°C에서 시효한 시편에 대해 조직 관찰과 시험 온도에 따른 충격 인성을

측정하였다. 그림 8은 HSLA-A강과 HSLA-B강을 650°C에서 1시간 동안 시효하였을 때의 ϵ -Cu상에 대한 TEM 조직을 각각 (a) (b)에 나타내었다. 최대 강도를 나타내는 500°C, 1hr때의 조직인 그림 7(b)보다는 과시효로 인하여 조대한 양상을 나타내고 있음을 알 수 있다. 그리고 Cu의 양이 많은 HSLA-B강의 경우가 약간 조대한 경향을 나타내고 있다.

그림 9는 HSLA-A강과 HSLA-B강을 900°C에서 1시간동안 오스테나이트처리한 후 650°C에서 1시간동안 시효한 시편에 대해 시험 온도에 따른 충격 인성 값의 변화를 나타낸 것이다. 강도가 낮은 HSLA-A강은 -85°C까지는 HSLA-B강보다 약 80J 정도 높은 인성 값을 나타내고 있다. 그러나 저온으로 갈수록 충격 값의 저하가 현저하게 일어나 -120°C충격 값은 HSLA-B강과 거의 비슷한 값을 나타내며 -150°C에서는 HSLA-B강의 충격 값보다 40J 정도 더욱 낮은 값을 나타내었는데 이것은 저온 충격 인성을 향상시키는 원소로

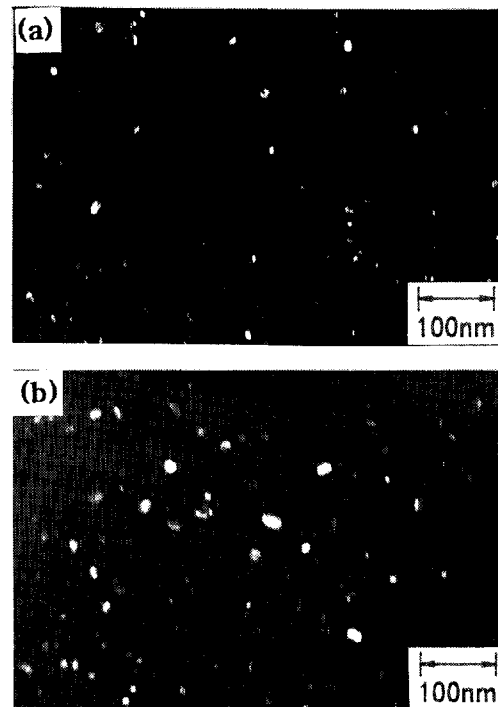


Fig. 8. TEM micrographs showing ϵ -Cu precipitates in HSLA-A and HSLA-B steels quenched and aged for 1hr at 650°C.

(a) HSLA-A (b) HSLA-B

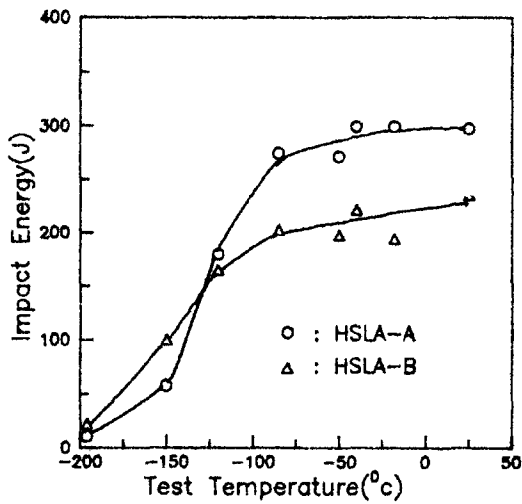


Fig. 9. Variations of impact energy according to test temperatures in HSLA-A and HSLA-B steels quenched and aged for 1hr at 650°C.

알려져 있는 Ni, Mn의 양이 HSLA-B강의 경우가 더욱 많기 때문인 것으로 보이며 -196°C에서는 이러한 효과에 관계없이 모두 낮은 충격 에너지 값을 나타내었다. 그리고 충격 천이 온도 HSLA-A강과 HSLA-B강 각각 -125°C, -145°C로서 상당히 낮은 값을 나타내었는데 이것도 역시 앞서 관찰한 미세한 결정립 크기와 Ni, Mn 첨가에 기인한 것으로 생각된다.

HSLA-B강의 충격 시험 후 시험 온도에 따른 파단면을 그림 10에 나타내었다. 상온과 -85°C에서 시험한 것은 덩플에 의한 연성 파면을 나타내고 있으나 -120°C에서의 파면은 작은 덩플과 큰 덩플 그리고 벽개 파면의 양상이 혼재하고 있음을 알 수 있다. -196°C 경우에는 완전한 벽개 파면을 보여주고 있다.

보통 합금강의 경우 A_c1 이상의 온도 즉 페

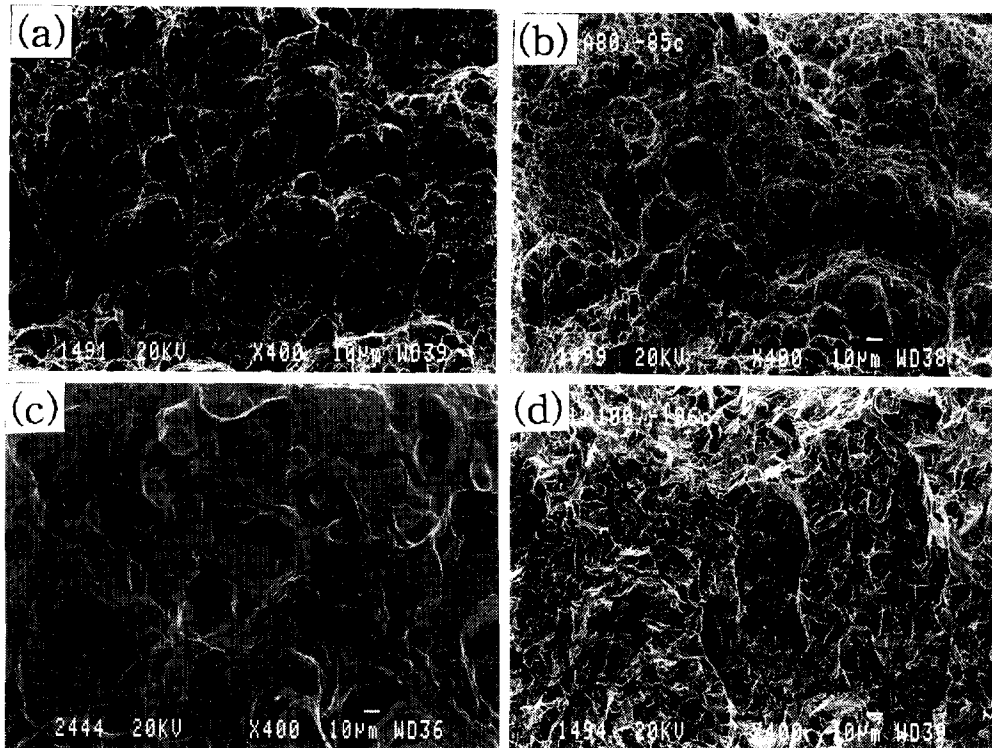


Fig. 10. SEM fractographs showing impact fractured surfaces according to test temperatures in HSLA-B steel quenched and aged for 1hr at 650°C. (a) R.T (b) -85°C (c) -120°C (d) -196°C

라이트/오스테나이트 2상 구역에서 열처리할 경우 오스테나이트가 구 오스테나이트 결정입

계가 마르텐사이트 lath 또는 탄화물이나 석출물에서 우선적으로 핵생성 및 성장함에 따

라 탄소(C)가 풍부하게 되고 주위 기지에는 탄소의 고갈이 일어난다. 이러한 영역이 상온으로 냉각되면 고 탄소를 함유한 오스테나이트가 일부는 상온까지 안정하게 존재하고 일부는 마르텐사이트로 변태하게 되는데 이러한 2상으로 된 구조를 고탄소 마르텐사이트 (High-carbon martensite) 또는 "Martensite-austenite (M-A) constituents"라 하며 이 constituents는 microtwin을 함유하고 있기 때문에 기계적 성질에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있다¹⁴⁾. 이 합금의 공석 온도가 약 675°C이기 때문에¹⁵⁾ 750°C까지 시효 처리후 경도 측정하여 "M-A constituents"의 효과를 관찰하였다. 그림 11은 HSLA-A강과 HSLA-B강에 대한 이 결과를 나타낸 것이다. 675°C 시효까지는 경도가 감소하고 있으나 700°C 이상에서는 경도가 증가함으로 알 수 있는데 이것은 앞서 설명한 바와 같이 이 온도가 오스테나이트/페라이트 2상 구역으로서 열처리 후 상온에서 "M-A constituents"가 존재하기 때문으로 판단된다. Colden등¹⁶⁾은 이 상이 인장 강도에 큰 영향을 미친다고 하였으며, Kasamatsu등¹⁷⁾은 항복 강도에는 영향을 미치지 않는 것으로 보고하였고, 인성은 "M-A constituents"의 크기와 분포에 따라 변화하는 것으로 Shiga¹⁸⁾와 Wang등¹⁹⁾은 보고하였다.

그림 12는 700°C에서 1시간동안 시효한 시

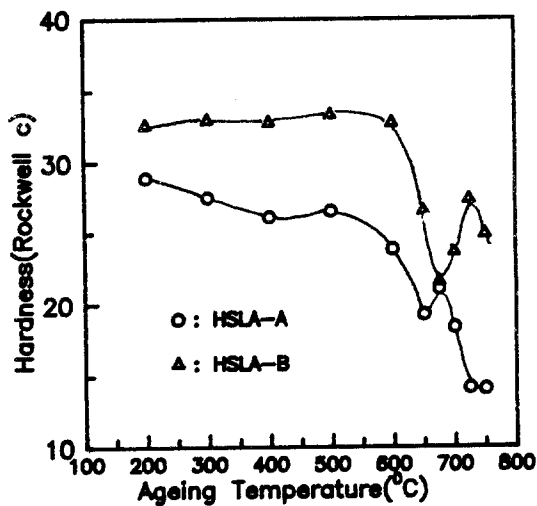
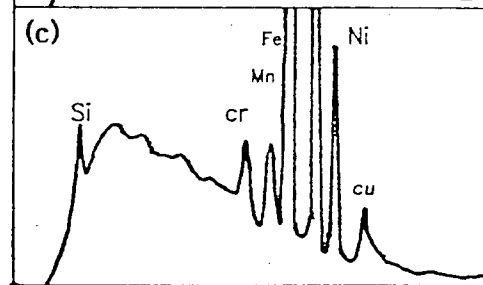
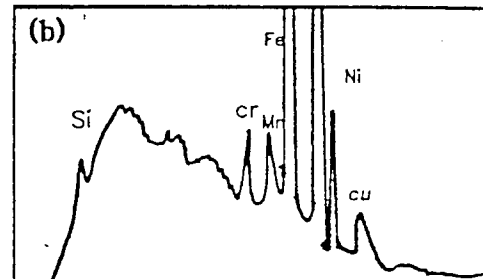
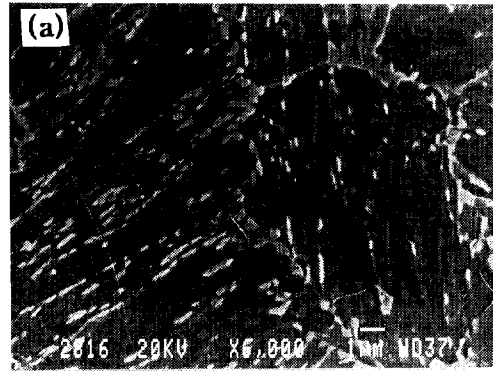


Fig. 11. Variations of hardness in HSLA-A and HSLA-B steels according to ageing temperatures.

편의 "M-A constituents"를 보여주는 SEM 사진(a)으로써 결정입계와 lath의 경계를 따라 생성되어 있음을 알 수 있다. 그리고 기지 (b)와 "M-A constituents" (c)를 성분 분석한 EDS 결과를 보면 기지내보다는 "M-A constituents"에서 오스테나이트를 안정화시키는 원소들이 더 많이 함유되어 있음을 알 수 있는데 2상 온도 영역에서 이러한 원소들이 오



	Fe	Ni	Cu	Cr	Mn
Matrix	94.8 (93.9)	3.41 (3.22)	1.39 (1.22)	0.72 (0.77)	0.85 (0.86)
M-A	91.7 (92.1)	4.30 (4.11)	1.94 (1.72)	0.78 (0.85)	1.24 (1.26)

wt%(at%)

Fig. 12. SEM micrographs showing "M-A constituents" (a) and EDS analysis of matrix (b) and "M-A constituents" (c) in HSLA-B steel quenched and aged for 1hr at 700°C.

스테나이트의 안정화에 기여하여 상온까지 안정하게 존재하든가 또는 마르텐사이트로 변태하게 되는 것으로 판단된다. 그리고 HSLA-A강의 경우에는 675°C 시효 이후 급격한 경도의 감소가 관찰되지만 HSLA-B강의 경우는 측정 범위인 750°C까지도 상당히 높은 경도 값을 나타내고 있는데 이 경도 값의 차이는 그림 13의 조직으로부터 설명될 수 있다. 그림 13의 (a) (b)는 각각 HSLA-A강과 HSLA-B강을 725°C에서 시효하였을 때의 TEM 조직을 나타낸 것으로서 HSLA-A강의 조직인 (a)는 “M-A constituents”가 관찰되지 않고 페라이트 조직이나 HSLA-B강의 경우(b)는 “M-A constituents”가 상당량 관찰됨을 알 수 있다. 이 경우도 역시 앞서 설명한 바와 같이 오스테나이트 안정화 원소인 Ni, Mn, Mo, Cu의 양이 많은 HSLA-B강의 경우가 고온까지 국부적으로 농도가 높아 열처리후 공냉시 오스테나이트를 안정화시키는 역할을 하여 상온까지 유지시키게 되어 “M-A constituents”를 생성시킴으로써 높은 강도를 나타내는데 반해

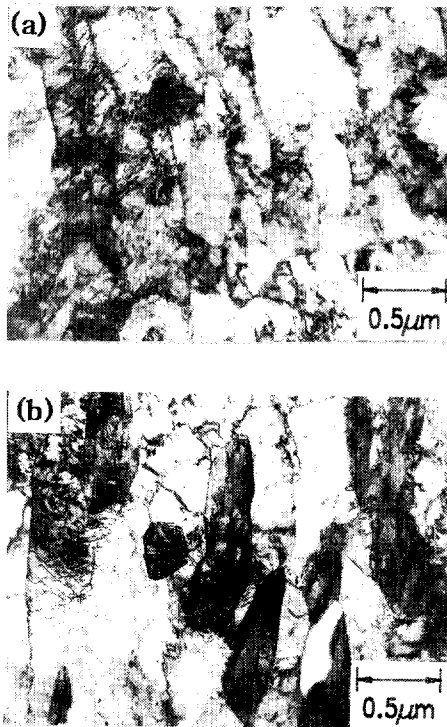


Fig. 13. TEM micrographs showing “M-A constituents” in HSLA-A and HSLA-B steels quenched and aged for 1hr at 725°C. (a) HSLA-A (b) HSLA-B

HSLA-A강의 경우는 고온으로 올라 갈수록 이러한 원소들의 농도 분포가 균일하게 되어 공냉시 페라이트로 변태하여 경도가 감소하는 것으로 판단된다.

4. 결 론

Cu를 함유한 HSLA-A강과 HSLA-B강에 기계적 성질에 미치는 열처리의 영향에 대해 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) HSLA-A강과 HSLA-B강 모두 ϵ -Cu의 석출에 의해 강도와 인성이 아주 뛰어난 특성을 나타내었으며 650°C에서 시효한 경우가 양호한 인장 특성(HSLA-A : Y.S 703MPa, EL. 22.6%, HSLA-B : Y.S 810MPa, EL. 23.8%)과 충격 특성(HSLA-A : 271.4J, HSLA-B : 197.5J at -50°C)의 조합을 나타내었다.

2) HSLA-A강과 HSLA-B강을 퀴칭한 후 시효시 모두 500°C에서 시효할 때 항복 강도가 가장 높고 충격 에너지가 가장 낮은 결과를 나타내었으며 500°C 이상 온도가 증가하면 석출물의 조대화 및 기지 조직의 연화로 강도는 낮아지고 충격 인성 값은 증가하는 경향을 보였다.

3) Ni, Mo, Mn, Cu의 양이 많은 HSLA-B강의 경우가 HSLA-A강의 경우보다 AQ 및 시효한 상태에서 높은 강도를 나타내었다. AQ 상태에서의 강도 차이는 경화능에 영향을 미치는 합금 원소 양의 차이에 의한 기지 조직의 차이에 기인한다. 시효한 상태에서의 강도 차이는 기지 조직의 차이와 아울러 석출물의 생성에 의한 것이다. AQ상태에 비해 시효한 상태에서의 항복 강도 증가는 석출물을 생성하는 원소인 Cu를 많이 함유한 HSLA-B강이 더 크게 나타났다.

4) 충격 천이 온도는 HSLA-A강과 HSLA-B강의 경우 각각 -125°C와 -145°C로 나타났다.

5) 700°C에서 시효시 강도 증가는 “M-A constituents”의 생성에 의한 것으로 나타났으며 HSLA-B강이 HSLA-A강보다 더욱 고온까지 높은 경도 값을 나타내었다.

5. 인용문헌

1. J.R.Paules, J. Met., 44(1991).
2. M.Mujahid, A.K. Lis, A.J. DeArdo, Proc. conf. on processing Microstructure and

- properties of microalloyed and other high strength low alloy steels, (edited by DeArdo) 345 (1992).
3. S. Soyulu and R.W.K. Honeycombe, *Mater. Sci. and Tech.*, Feb.7, 137 (1991).
 4. Mil-S-24645A(SH) 10, Janu. (1990).
 5. The defense program act, Title III program
 6. L.G.Kvidahl, *Welding Journal*, 64, 42-48 (1985).
 7. B. Irving, *Welding Journal*, 55 (1991).
 8. J.J Jonas and I. Weiss, *Met. Sco.*, 13, 238 (1979).
 9. M.G. Akben, I. Weiss and J.J. Jonas, *Acta Metall.*, 29, 111 (1981).
 10. 上島良之, 湯山英俊, 溝口座三, 木尾岡博幸, *鐵鋼*, 75, 501 (1989).
 11. E. Hornbogen, *Trans. Am. Soc. Met.*, 57, 120 (1964).
 12. E. Hornbogen, *Acta Metall.*, 10 525 (1962).
 13. S.R. Goodman, S.S. Brenner and JR. Low Jr, *Metall. Trans. A.*, 4 2363 (1973).
 14. H.H. Marvin, J.M.B Losz, AD-A205. 139 December 1-65 (1988).
 15. A.D. Wilson, E.G. Hanburg, S.W. Thompson, D.J. Colvin and G.Krauss, *Microalloyed HSLA steels*, proceedings of *Microalloying '88* chicago, illinois, September 24-29, 259-276 (1988).
 16. A.P.Coldren and V.Biss, *Thermo-mechanical processing of Microalloyed Austenite*, (edited by DeArdo) AIME pittsburgh, PA, 591 (1981).
 17. Y. Kasamatsu, S.Takashima and T. Hosoya, *Tetsu To Hagane*, 65, 92 (1979).
 18. C. Shiga, T.Enami, R.Tarui, M.Tanaka and Y.Kusuhara, *HSLA steel Technology and Application*, ASM, Philadelphia, PA, 643 (1983).
 19. S-C wang, R-I Hsieh, H-Y Liou and J-R Yang, *mater. Sci. Engine.*, A157 29-36 (1992).