한국소성가공학회 2007년도 추계학술대회 논문집 pp. 146~149

저탄소 · 저합금 보론 첨가강의 열처리 조건에 따른 미세조직과 기계적 성질의 영향

손제영[1] · 박병철[#] · 성현[#] · 김영석[#]

The Effect of Microstructure and Mechanical Property with Heat Treatment Condition in Boron-Treated Low Carbon Low Alloy Steel

J. Y. Son, B. C. Park, H. Sung, Y. S. Kim

Abstract

The effects of boron additions in steels have long been recognized as very important, mainly with respect to hardnability of heat treatable steels. The systematics of structure and properties of boron steels will then be illustrated in the context of low-alloy steels with carbon contents raging from 0.05 to 0.25% and boron contents 0-130 ppm. we investigated the effect of the microstructure and mechanical properties with heat treatment condition of the boron-treated(0.0013 ppm) low carbon(0.2 %C) low alloy steel. The specimens were austenitised for 5 and 10, 15 min at 880~940℃(with/without tempered at 150, 180 and 210 ℃ for the various periods of time from 60 min to 120 min)

After heat treatment, mechanical properties were measured by tensile test and hardness test. For analysis of microstructure, Optical/SEM analysis and XRD were carried out.

Key Words : Boron, Low Carbon, Low Alloy , Heat Treatment, Steel

1. 서 론

최근 강의 경화능을 향상시키기 위하여 미량 첨가하는 합금 원소로서 보론이 각광을 받고 있다. Pickering에 의하면 보론을 첨가할 때 최대의 경화능을 얻기 위해서는 3~30 ppm 사이로 알려진 최적의 보론이 첨가되어야 하고, 그보다 높은 보론 함량은 경화능을 저하시킨다고 알려져 있다.[1-4]. 일반적으로 저탄소 · 저합금강에서 극소량의 보론 첨가는 시간-온도-변태 Diagram에서 초석 페라이트의 석출이 현저히 지연시켜, 초석 페라이트의 C곡선을 오른쪽으로 이동시킨다고 보고되고 있다[5].

이러한 현상은 강에 첨가된 보론이 원자 상태로서 오스테나이트 결정 입계에 편석되어 결정 입계 자유 에너지를 낮춤으로 초석 페라이트의 형성을 억제하기 때문인 것으로 알려져 있다[6-7]. 따라서 본 연구는 저탄소 · 저합금 보론 강의 경화능 기구 예측을 위한 기초 자료로서, 보론이 첨가된 저탄소 합금강의 γ상 → α상 변태가 어떻게 이루어지는가를 고찰하였으며 기존의 냉간 프레스 성형 기술이나 하이드로 포밍 기술로는 원하는 형상을 구현하기 힘든 초고강도 소재의 냉간 가공성을 극복하기 위해 성형이 비교적 쉬운 고온 영역에서 프레스 가공 후 상온까지 급속 냉각하여 부품을 제조하는 핫포밍 공정 기술의 열처리 조건을 최적화시키는 것을 목적으로 하고 있다.

1. ㈜화신
#. ㈜화신, ㈜현대자동차, 경북대학교 기계공학과

2. 실험 방법

2.1 재료 및 시편 제작

본 실험을 위하여 먼저 ASTM E 8M 규격의 시편을 제작하였다. 그리고 시편의 화학 조성을 분석하기 위하여 발광 분광 분석기(Emission Spectrometer, GVM-1014S)를 사용하였으며, 그 결과는 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical Composition of Experimental Specimens.(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	B	Mo	Cr	V	Nb
0.20	0.19	1.38	0.014	0.002	0.01	0.0013	<0.01	0.15	0.002	0.009

2.2 열처리

열처리로의 온도를 오스테나이타이징 처리 온도까지 가열하고 시편을 주입하였다. 이 때, 열처리 내부 온도가 떨어지게 되는데 목표로 하는 오스테나이타이징 온도로 다시 회복하기까지는 약 4분 정도가 소요되었다. 따라서, 그 이후를 오스테나이타이징 개시 시간으로 설정하였으며, 오스테나이타이징이 끝나면 신속하게 시편을 수냉시켰다. 온도와 시간을 변화시켜 템퍼링 처리를 하거나 또는 오스테나이타이징 후 도장 처리(170℃ & 20 min)하였다.

본 실험의 열처리 조건을 표 2에 나타내었다.

Table 2. Heat Treatment Condition.

Austenitizing		Tempering	
Temp.	Time	Temp.	Time
880℃	5min	150℃	60 min
910℃	10min	180℃	90 min
940℃	15min	210℃	120 min

2.3 미세조직 관찰

미세조직은 인장시편에서 시편을 채취하여 사포(sand paper) #100부터 #2000까지 연마한 후 0.05 ㎛ 알루미나(alumina)를 사용하여 버퍼(buffer)에서 폴리싱(polishing)한 다음, 3 % Nital ($97C_2H_5OH$-$3HNO_3$)로 Etching하여 광학현미경(Olympus BH2-UMA)과 주사전자현미경(SEM : Scanning Electron Microscope)으로 관찰하였다.

2.4 기계적 성질 시험

인장시험은 인장시험기(INSTRON 8516, Instron Inc., USA)를 사용하여 실시하였다. 크로스 헤드(cross-head)의 이동속도를 1mm/min으로 고정하여 상온에서 실시하였다.

경도시험은 미세조직을 관찰한 시편을 사용하였으며 Micro-Vickers 경도기로 측정하였다.

3. 실험 결과

3.1 열처리 전 미세조직 및 기계적 물성

그림 1은 본 실험에서 사용된 저탄소 · 저합금강의 열처리 전 미세조직과 경도값을 나타내고 있다. 그림 1의 미세조직은 초정 페라이트와 펄라이트 조직으로 이루어져 있으며 평균 경도값이 175Hv인 것을 확인할 수 있었다.

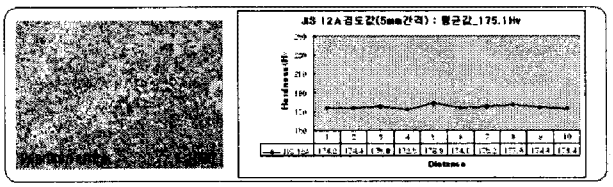

Fig. 1. Microstructure and Hardness before Heat Treatment

인장시험을 통하여 기계적 성질을 실험하였으며 그 결과는 표 3에 보이는 바와 같다.. 인장강도는 644 MPa, 항복강도는 535 MPa이며 연신율은 23%인 것을 확인할 수 있었다.

Table 3. Mechanical Property before Heat Treatment

인장강도(MPa)	항복강도(MPa)	연신율(%)
644	535	23

3.2 열처리 후 미세조직 및 기계적 물성

상기 표 2의 열처리 조건을 Taguchi 실험계획법으로 인자와 수준을 결정한 후 9가지 조건으로 실험을 실시하였다. 표 3은 열처리 후 저탄소 · 저합금 보론강의 변형량과 응력의 관계를 인장시험을 통해 나타난 기계적 물성을 보여주고 있다.

Table 3. Mechanical Property according to Heat Treatment Condition.

NO	기계적 물성 및 미세조직 관찰									
	Heat'g & Temper'g 후 도장					Heat'g 후 도장(Temper'g삭제)				
	TS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	Hv	Micro Structure	TS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	Hv	Micro Structure
1	1390	1116	9.22	483	Martensite	1441	1191	8.12	487	Martensite
2	1512	1269	10.49	481	Martensite	1504	1255	10.61	484	Martensite
3	1451	1229	10.22	478	Martensite	1511	1254	10.61	507	Martensite
4	1496	1272	10.26	461	Martensite	1288	917	10.60	478	Martensite
5	1522	1274	10.71	474	Martensite	1500	1200	9.06	405	Martensite
6	1505	1256	10.08	477	Martensite	1524	1273	9.72	479	Martensite
7	1442	1211	9.90	467	Martensite	1538	1297	10.10	472	Martensite
8	1482	1218	9.88	484	Martensite	1508	1239	9.65	466	Martensite
9	1453	1195	9.30	471	Martensite	1472	1237	9.33	495	Martensite

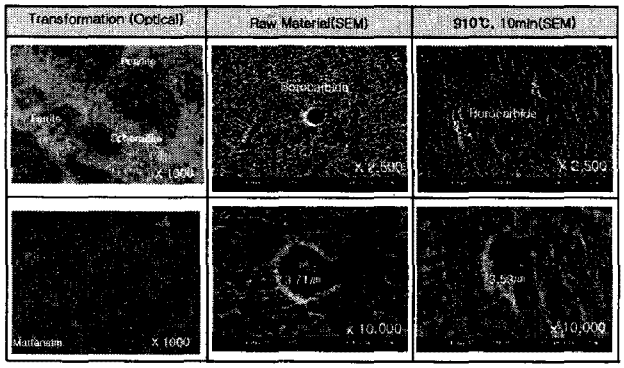

Fig. 5. Optical Microstructure(γ → α) and SEM Analysis(boro-carbide).

모든 조건에서 1200 MPa급 이상의 만족할 만한 기계적 물성을 나타내었을 뿐만 아니라 미세조직 또한 γ상 → α상로 변태하였다는 것을 확인하였다.(그림 2,3,4) 모든 열처리 조건에서 템퍼링 유·무에 따른 기계적 물성의 차이가 미소한 것은 오스테나이징 처리 후 도장 공정의 조건이 템퍼링 효과를 나타내는 것으로 사료된다. 그림 5는 최적의 오스테나이징 조건으로 열처리한 시편과 원소재의 미세조직을 분석한 결과이다. 보론 처리된 강의 경화능에 영향을 미치는 인자로는 오스테나이트 그레인 바운더리(Grain Boundary)에서 비금속 게재물 혹은 조대한 석출물과 같은 변태 핵의 수로 인해 영향을 받는다.[8] 그러나, 910℃, 10min의 최적 오스테나이타이징 조건에서는 석출물인 boro-carbide[$Fe_{23}(B \cdot C)_6$]의 성장은 관찰할 수 없었다. 변태하기 전에 석출되는 이러한 boro-carbide는 경화능 감소를 초래하는 페라이트와 베이나이트의 핵생성 사이트를 제공한다.[9-10]

4. 결 론

상기 저탄소·저합금 보론강을 오스테나이타이징 온도와 시간 그리고, 템퍼링 온도와 시간을 변화시켜 가면서 열처리를 한 결과, 열처리 조건에 따른 미세조직과 기계적 성질에 미치는 영향에 대하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 모든 열처리 조건에서 γ상 → α상 변태거동을 한다는 것을 확인할 수 있었으며, 보론 형성 분자 (boro-carbide)인 $Fe_{23}(B \cdot C)_6$의 성장은 관찰할 수 없었다.

(2) 저탄소(0.2%C)·저합금 보론(0.0013%B)강의 경화를 위한 최적의 오스테나이타이징 조건은 910℃, 10min이며, 템퍼링 조건은 210℃, 90min인 것으로 확인되었다.

(3) 170℃에서 20min 동안 처리된 도장 공정은 템퍼링 효과를 냄으로서, 변태 강화된 강의 잔류 응력을 제거하는 역할을 하는 것으로 사료된다.

참 고 문 헌

[1] J.C. Shyne, E.R. Morgan, and D.N. Frey: Trans. ASM, 48 (1956), 265.

[2] W. Craft and J.S. Lamont: Trans. Met. Soc. AIME, 158 (1944), 157.

[3] N.F. Tisdale: Iron and Stee, 16 (1944), 443.

[4] Y. Imai and H. Imai: J. Japan Inst. Metals, B-15 (1951), 44.

[5] C.R. Simcoe, A.R. Elsea, and G.K. Manning: Trans. Met. Soc. AIME, 206 (1956), 984.

[6] C.R. Simcoe, A.R. Elsea, and G.K. Manning: Trans. Met. Soc. AIME, 203 (1955), 193.

[7] R.A. Grange and T.M. Garvey: Trans. ASM, 37 (1965), 136.

[8] M. Asimow, W.F. Cragi, and M.A. Grossmann: Trans. Soc. Aut. Eng., 49 (1948), 283

[9] R.M. Goldhoff and J.W. Spretnak: Trans. Met. Soc. AIME, 209 (1957), 1278.

[10] S. Kanazawa, A. Nakashima, and K. Tanabe: Fujitetsu Giho, 12 (1963), 162.