0.002% 보론첨가 저탄소강의 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 열처리의 영향

임종호 · 김종식 · 박병호 · 이진현[†] · 최정묵*

(재)포항금속소재산업진흥원, *(주)진합

Effects of Heat Treatment on the Micro-structures and the Mechanical Properties of 0.002% Boron-added Low Carbon Steel

Jong-Ho Lim, Jong-Sik Kim, Byung-Ho Park, Jin-Hyeon Lee[†] and Jeong-Mook Choi*

Pohang Institute of metal Industry Advancement, Pohang 790-784, Korea

*Jinhap Co., Ltd. Taejon 306-220, Korea

(2011년 4월 21일 접수 : 2011년 5월 9일 최종수정 : 2011년 5월 9일 채택)

Abstract The effect of heat treatment on the micro-structures and the mechanical properties of 0.002% boron added low carbon steel was investigated. The tensile strength reached the peak at about 880-890°C with the rising quenching temperature and then the hardness decreased sharply, but the tensile strength hardly decreased. The tensile and yield strength decreased and the total elongation increased with a rising tempering temperature, but the tensile and yield strength sharply fell and the total elongation prominently increased from above a 400-450°C tempering temperature. Tempered martensite embrittlement (TME) was observed at tempering condition of 350-400°C. In the condition of quenching at 890°C and tempering at 350°C, the boron precipitates were observed as Fe-C-B and BN together. The hardness decreased in proportion to the tempering temperature until 350°C and dropped sharply above 400°C regardless of the quenching temperature.

Key words boron-added steel, heat treatment, mechanical properties, precipitation behavior.

1. 서 론

최근 볼트 등 선재 연구의 초점은 소재의 고강도화 구현을 통한 고품질화 및 경량화와 더불어 고가의 합금원소 대체를 통한 저비용강의 생산이라고 할 수 있다.

이에 따라 보론 첨가강(boron-added steel)에 대한 관심이 급격히 증가하고 있다.

보론은 일반적으로 강중에 미량 첨가하여 강의 고장력화¹⁾와 경화능을 향상²⁾시키기 위하여 사용되며, 압출성, 고온가공특성 및 크리프강도 등을 향상시키기 때문에 보론강은 경제적으로 매우 유리한 강이다. 저탄소강에 보론이 미량 첨가되어도 경화능이 크게 향상되는 것은 보론이 원자상태로 오스테나이트 결정립계에 편석되어 자유에너지를 감소시켜 상부 베이나이트 혹은 페라이트의 핵생성 자리로서의 효율성을 감소시킨다는 견해와,³⁻⁵⁾ 보론이 Fe₂₃(C,B)₆과 같은 면심입방정계의 보론탄화물로 석출되어 인접하는 오스테나이트와 정합관계를 유지하기 때

문에 계면에너지가 낮아져서 페라이트의 핵생성이 억제된다는 것이다.⁶⁻⁷⁾ 하지만 강중에서 보론은 냉각속도, 열처리 온도, N, Al, Ti 등의 첨가원소의 종류 및 첨가량에 따라 기계적 성질이 크게 변화하므로 보론 첨가가 합금원소로서 신뢰성을 갖는 상용강으로 기능을 발휘하기 위해서는 강중의 보론이 합금원소들과의 상호작용 및 온도이력에 따른 석출상 등의 명확한 규명이 필요하다고 할 수 있다. 따라서 본 연구는 보론첨가 저탄소강의 열처리 조건에 따른 기계적성질과 보론석출물의 종류 등을 조사하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용한 소재는 AISI 5120B로서 그 화학조성은 Table 1과 같다. 실험재는 16 mm 직경의 환봉을 100 mm로 절단하여 quenching 및 템퍼링을 하였다. quenching은 840~920°C의 범위에서 10~20°C 간격으로 변화시켰으며, 각 quenching온도에서 10분간 유지 후 유냉하였다. 템퍼링은 200~600°C 범위에서 50°C씩 온도를 변화시키며 각 조건에서 30분간 유지 후 로냉하였다. 열처리 한 시편은 ASTM-E8 규격에 따라 봉상 시편으로 가공, 변형

[†]Corresponding author

E-Mail : timemach@postech.ac.kr (J. H. Lee)

Table 1. Chemical compositions of specimen (wt.%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	B
5120B	0.21	0.22	0.78	0.012	0.007	0.75	0.03	0.01	0.018	0.002

Fig. 1. Shapes and dimensions of (a) tensile specimen and (b) subsize Charpy impact specimen. **Fig. 2.** Effect of quenching temperature on the tensile strength and hardness; (a) tensile strength and (b) hardness.

를 속도 $3 \times 10^{-3}/s$ 조건에서 INSTRON 8801을 이용하여 상온에서 인장시험 하였다. 또한 상온 충격특성은 V-notch Charpy 시험으로 Manahan⁸⁾이 제안한 소형시험편($4.83 \times 4.83 \times 24$)을 제작하여 측정하였으며 Fig. 1에 인장 및 충격시험편의 형상과 치수를 나타내었다. 시험편의 미세조직은 3% Nital 용액으로 부식시켜 광학현미경을 이용하여 분석하였고, 파단면은 전자주사현미경(SEM, Hitachi, SU-6600)으로 관찰하였다. 석출상의 분석은 전자주사현미경 및 Carbin replica법으로 준비한 시험편을 TEM (JOEL JEM-2200FS)으로 관찰하여 EDS 분석을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2에는 840~920°C의 quenching온도에 따른 경도 및 인장강도를 측정한 결과를 나타내었다. 결과로부터 인장강도는 quenching온도에 따라 증가하다가 890°C 부근에서

최대값을 보인 후 감소하고, 경도값의 경우 880°C 부근에서 최대값을 보인 후 그 값이 감소하고 있다. 일반적으로 quenching시 경도 및 인장강도는 오스테나이트화 과정에서 형성된 오스테나이트에 탄소 및 합금원소들의 고용도에 의해 지배되는데, 890°C 이하의 온도에서는 합금원소들이 오스테나이트 중으로 완전 고용되지 못하고, 과냉도가 크지 않아 경도 및 인장강도가 낮은 반면, 880°C~890°C 부근에서는 과도한 결정립의 성장이 발생하지 않으면서 탄소 등 합금원소들이 오스테나이트 중으로 고용되면서 최대의 경도 및 인장강도값을 보이는 것으로 생각된다. 한편 과도한 quenching온도는 고온의 오스테나이트가 안정화되면서 결정립의 조대화 및 잔류오스테나이트의 생성으로 인해 경도값의 저하를 보이는데,⁹⁾ 890°C 이상의 quenching온도는 오스테나이트 입자의 조대화와 잔류오스테나이트의 생성으로 인하여 경도값이 크게 감소하는 것으로 판단된다. 한편 인장강도의 경우 890°C 이상의 온도에서 잔류오스테나이트의 생성과 안정화에도 불구하고 탄소 등 합금원소의 완전 고용(fully austenization)으로 인하여 그 값이 상대적으로 크게 감소하지 않는 것으로 판단된다.^{9,10)}

Fig. 3에는 890°C의 quenching 조건에서 템퍼링 온도에 따른 미세조직의 변화를 나타내었다. 400°C의 템퍼링 온도 조건까지는 전형적인 침상의 마르텐사이트 형태가 선명하게 유지되고 유사한 조직이 관찰되었다. 그러나 템퍼링 온도가 450°C 이상으로 상승하면 quenching조직인 마르텐사이트 침상조직은 상당히 소멸되고 패킷형상이 관찰되고 있다. 템퍼링 온도가 600°C에 이르면 더욱 회복된 템퍼링 조직이 나타나는 경향을 보이고 있다. Fig. 4에는 890°C에서 quenching한 시험편의 템퍼링 온도에 따른 기계적 성질 변화를 나타내었다. 템퍼링 온도의 증가에 따라 연신율은 점진적으로 증가하고 있다. 한편 인장 강도는 450°C 부근, 항복강도는 400°C 부근까지 큰 변화를 보이지 않다가 해당 온도 이후에는 급격히 감소하고 있다. 이것은 Fig. 3의 미세조직 관찰의 결과에서 450°C 이상의 템퍼링 온도에서 마르텐사이트 강화 조직의 급격한 붕괴에서 기인된 것으로 판단된다. 또한 저온의 템퍼링 조건에서는 인장 및 항복 강도의 차이가 큰 반면 템퍼링 온도가 증가할수록 그 차이가 감소하는 경향을 확인 할 수 있다. 일반적으로 인장 및 항복강도는 소재내 전위밀도와 같은 기지조직의 변화에 민감하여, quenching 상태에서는 변형의 증가에 따라 복잡하게 전위가 엉키어 강하고 미세한 전위세포구조를 형성하지만 세멘타이트 입자 등 석

Fig. 3. Optical micrographs of specimens (a) quenched at 890°C and tempered at (b) 200°C, (c) 250°C, (d) 300°C, (e) 350°C, (f) 400°C, (g) 450°C, (h) 500°C, (i) 550°C and (j) 600°C.

출물이 존재할 경우 전위가 균일하게 분포하기 때문에 전위세포구조를 형성하지 않는다. 따라서 저온의 템퍼링시에는 항복강도와 인장강도의 차가 크고, 템퍼링 온도 증가 즉, 석출이 발생하는 조건에서는 그 정도가 줄어들게 된다. 즉, 항복강도는 초기 낮은 템퍼링 온도범위에서 온도 상승에 따라 기지조직의 전위밀도 감소로 인한 연화 효과에도 불구하고 기지조직 내에 고용된 탄화물의 석출로 강도가 상승하는 효과가 크게 작용하기 때문으로 생각된다.¹¹⁾

Fig. 5에는 880~900°C에서 quenching한 시편의 템퍼링 온도에 따른 충격흡수에너지 변화를 나타내었다. 일반적으로 템퍼링시 발생하는 미세조직 변화는 탄화물의 석출, 구상화 및 성장 등 탄화물 거동과 관련된 부분과 회복 및 재결정과 같은 기지조직의 변화로 템퍼링 온도와 시간은 이들 미세조직 변화에 중요한 인자이다. 350~400°C의 템

퍼링 온도까지는 소재의 잔류응력이 완전히 제거되지 않아 낮은 충격에너지 값을 보이고 있어 해당 온도까지는 마르텐사이트 조직의 연화가 충분히 이루어지지 않음을 알 수 있다. 또한 오스테나이트화 처리온도 즉, quenching온도가 높을 수록 충격에너지가 다소 상승하는 것을 알 수 있는데, 이것은 오스테나이트화 처리온도가 낮은 경우에는 탄화물의 고용이 완전히 이루어질 수 없고 이러한 상태에서는 템퍼링시 침상페라이트의 형성이 어렵기 때문으로 생각된다.¹²⁾ 한편 350~400°C의 템퍼링 온도 범위에서 템퍼취화 현상이 관찰되고 있다. 실제로 quenching한 강을 템퍼링 할 경우 250~400°C의 온도 범위에서 충격치가 낮아지는 저온 템퍼링 취성(Tempered Martensite Embrittlement: TME)은 이미 알려진 현상으로, Lee 등¹²⁾은 Cr을 첨가한 저탄소 보론강에서 300°C 부근의 템퍼취화 현상을 마르텐사이트 래스 경계에서 석출된 석출물에서 기인된 것으

Fig. 4. Mechanical properties of the steel quenched at 890°C with tempering temperature of 400~600°C; (a) tensile strength, (b) yield strength and (c) elongation.

Fig. 5. Variation of impact energy with tempering temperature; (a) 900°C, (b) 890°C and (c) 880°C.

로 해석한 바 있다. 실제로 보론강에서 충격특성을 다룬 선행연구에서 Takahashi 등은¹³⁾ 강 중의 보론은 템퍼취화의 원인인 질소와 BN의 형태로 결합하여 질소의 활동성을 억제하여 템퍼취화를 방지할 수 있다고 하였다. 한편 Yamamoto 등은¹⁴⁾ 결정립계에서 BN, $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 와 보론 석출물이 입계를 약화시켜 고온연성을 저해시킨다는 연구 결과를 제시한 바 있어 보론 석출물이 연성 및 파괴인성에 미치는 영향은 아직 많은 연구의 여지가 있다고 할 수 있다.

Fig. 6에는 Fig. 4에서 890°C quenching 조건에서 템퍼 취성을 보인 450°C의 템퍼링 조건에서 생성된 보론 석출물을 전자주사현미경(SEM) 및 EDS로 분석한 결과를 나타내었다. 결과로부터 석출물은 약 2 μm 크기의 Cr을 품은 Fe-C-B계 복합 화합물로 확인되었다. 편석이 용이한 보론은 오스테나이트화 과정이나 오스테나이트화 과정 이후 냉각되는 동안에 오스테나이트 결정입계로 확산하여 기지

Fig. 6. SEM micrograph (a) and EDS analysis result (b) of precipitate formed after heat treatment of quenching at 890°C and tempering at 350°C.

가 페라이트로 변태되기 전 단계에서 $\text{Fe}_{23}(\text{B},\text{C})_6$ 로 오스테나이트 결정입계에 석출된다.¹⁵⁾ 또한 Karlsson 등이¹⁶⁾ 15°C/s의 냉각속도에서 판상의 Fe-B계 석출상을 관찰한 것과 비교하면 본 실험에 관찰된 구형의 Fe-C-B계 석출상은 빠른 냉각속도와 비평형 상태에서 석출한 때문이라고 생각된다.¹⁷⁾ Fig. 7에는 Fig. 6의 보론계 석출상 관찰조건인 890°C 및 450°C에서 각각 quenching 및 템퍼링 한 시편에서 관찰된 또 다른 보론 석출물을 TEM으로 관찰한 결과를 나타내었다. BN은 오스테나이트의 결정입계나 결정립 내부에 존재하는 MnS를 핵으로 하여 석출되거나 오스테나이트 결정립계에 단독으로 석출한다고 알려져 있다.¹⁸⁾ 한편 Jadenka 등은¹⁹⁾ 보론이 첨가된 강에서 오스테나이트 입계에서 보론 단독의 화합물을 만드는 것보다 MnS를 핵으로 한 MnS+BN의 복합석출물을 형성하기 용이하다고 설명한 바 있다. Fig. 7의 분석 결과에서도 해당 석출물은 MnS를 핵으로 하여 석출한 BN임을 확인 할 수 있다. 한편 오스테나이트 영역에서 $\text{Fe}_{23}(\text{B},\text{C})_6$ 보다 BN이 안정하다는 연구결과¹⁷⁾와 비교하여 본 연구의 주어진 Q/T 조건에서 Fe-C-B계 및 BN계 석출물이 함께 관찰되는 것은 이 조건에서 정확히 지배하는 것은 아님을 알 수 있다.

Fig. 7. TEM micrograph(a) and EDS analysis result of #1(b) and #2(c) of precipitate formed after heat treatment of quenching at 890°C and tempering at 350°C.

Fig. 8. Impact fractographs of specimens tempered at (a) 200°C, (b) 250°C, (c) 300°C, (d) 350°C, (e) 400°C, (f) 450°C, (g) 500°C, (h) 550°C and (i) 600°C after austenized at 890°C.

Fig. 9. Variation of hardness with tempering temperature; (a) 870°C, (b) 880°C, (c) 890°C and (d) 900°C.

Fig. 8에는 890°C에서 quenching한 후 200~600°C에서 템퍼링한 시편의 충격과단면을 나타내는데, 대부분의 조건에서 전단방향으로 연신된 슬립딴플이 관찰되고 있다. 또한 450°C를 기점으로 저온의 템퍼링조건에서는 작고 많은 딴플이 관찰되는 반면, 고온의 템퍼링 조건에서는 void formation을 동반하는 크고 깊은 딴플이 관찰되고 있어 Fig. 4의 결과에서 보인 것처럼 450°C 이상의 템퍼링 조건에서 연성이 크게 향상된 것을 확인 할 수 있었다. Fig. 9은 Q/T 시편의 경도변화를 템퍼링 온도에 따라 나타낸 것이다. 모든 열처리 조건에서 템퍼링온도가 350°C까지는 서서히 경도가 감소하다가 그 이상의 템퍼링 온도에서는 큰 기울기를 보이면서 직선적으로 감소하고 있다. 일반적으로 경도값은 결정립의 크기, 석출상 및 전위의 분포 등과 같이 미세조직과 관계되는데, 모든 quenching 온도 조건에서 350°C까지는 템퍼드 마르텐사이트에서 전위의 소멸 및 재배열이 지배인자로서 경도값이 미소하게 감소하다가 Fig. 3에서 볼 수 있듯이 450°C 이상의 템퍼링 온도에서는 마르텐사이트의 침상 조직의 경도값이 급격히 감소하는 것으로 판단된다.

4. 결 론

0.002%의 보론을 함유한 저탄소강의 열처리조건에 따른 기계적 성질과 미세조직을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) quenching온도의 증가에 따라 경도 및 인장강도는 증가하여 880~890°C 부근에서 최대값을 보인 후, 경도는 크게 감소한 반면 인장강도의 감소율은 크지 않았다.
- 2) 템퍼링 온도의 증가에 따라 인장 및 항복강도는 감소하고, 연신율은 증가하는데 400~450°C를 경계로 급격한

인장 및 항복 강도는 급격히 감소하는 반면 연신율은 크게 증가하였다.

3) 350~400°C의 템퍼링 온도 범위에서 템퍼취화 현상이 관찰되고 그 이상의 온도에서 충격 특성은 크게 개선되었다.

4) quenching 890°C, 템퍼링 450°C 조건일 때 보론 석출물은 Fe-C-B계 및 BN계가 함께 관찰되었다.

5) 경도값은 템퍼링온도 350°C까지는 서서히 감소하다가 그 이상의 템퍼링 온도에서는 급격하게 감소하였다.

참 고 문 헌

1. N. E. Hannerz, ISIJ Int. **25**, 149 (1985).
2. D. T. Liewllyn, Ironmaking and Steelmaking, **20**, 136 (1993).
3. B. M. Kapadia, Hardenability Concepts with Application to Steel, p. 448, AIME, Warrendale, Pennsylvania, USA (1978).
4. R. C. Sharma and G. R. Purdy, Metall. Mater. Trans., **5**, 939 (1974).
5. J. E. Morral and T. B. Cameron, Boron hardenability mechanisms, in Boron in Steel (Warrendale, PA, 1980), ed. S. K. Banerji and J. E. Morral, p. 19.
6. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier and R. Tricot, Metall. Mater. Trans., **6**, 287 (1975).
7. R. C. Sharma and G. R. Purdy, Metall. Mater. Trans., **5**, 939 (1974).
8. M. P. Manahan, J. Mater. Sci., **25**, 3429 (1990).
9. H. Fu, Q. Xiao and H. Fu, Mater. Sci. Eng., **A396**, 206 (2005).
10. J. Zeman, S. Rolc, J. Buchar and J. Pokluda, ASTM Special Technical Publication : Fracture Mechanics Twenty First Symposium (STP 1074-EB), p. 396, ASTM, PA, USA (1990). DOI: 10.1520/STP19006S.
11. T. Swarr and G. Krauss, Metall. Mater. Trans., **7A**, 41 (1976).
12. J. M. Lee, Y. H. Kim and B. H. Hahn, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **26**, 1190 (1988).
13. N. Takahashi and T. Fujita, Testu-to-Hagane, **61**, 2604 (1975).
14. K. Yamamoto, H. G. Suzuki, Y. Oono, N. Noda and T. Inoue, Tetsu-to-Hagane, **73**, 115 (1987).
15. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier and R. Tricot, Metall. Mater. Trans., **6A**, 287 (1975).
16. L. Karlsson and H. Norden, Acta Metall., **36**, 35 (1988).
17. B. K. Ahn and K. S. Lee, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **34**, 166 (1996).
18. K. C. Cho, Y. M. Koo and J. K. Park, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **46**, 329 (2008).
19. W. J. Jadcenska and J. E. Morral, Metall. Mater. Trans., **3A**, 2933 (1972).