

## 고강도 저합금의 TMCP 강에서의 B의 석출거동에 관한 연구

박 응 · 이 중 무

인하대학교 금속공학과

### Studies on the Precipitation Behavior of Boron in the TMCP-HSLA Steels

Woong Park and Chongmu Lee

Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon 402-751

(1997년 9월 1일 받음, 1998년 1월 8일 최종수정본 받음)

**초 록** 0.07%C-0.014%Ti-0.015%Nb-0.005%B강 (강종A)과 0.03%C-0.06%Ta-0.002%B강 (강종B)을 각각 TMCP 처리하여 그 기계적 특성과 B의 거동을 조사하였다. Ta-B강이 Ti-Nb-B강보다 인장강도는 더 우수하였으나 충격 흡수에너지는 훨씬 더 낮았다. Ta-B강의 강도가 Ti-Nb-B강보다 더 우수한 이유는 Ta-B강에서의 Ta의 석출강화 효과가 Ti-Nb-B강에서의 Ti와 Nb의 석출강화 효과보다 더 크기 때문으로 생각된다. Ta-B강은 입내파괴, Ti-Nb-B강은 입계파괴의 파괴양상을 보이며, Ti-Nb-B강이 Ta-B강보다 더 큰 충격 흡수에너지를 나타내었다. TMCP에서는 항온변태시의 평형석출과는 달리 연속냉각 방법을 사용하였기 때문에 B가 결정립계에 평형적 또는 비평형적으로 편석되어 준안정상으로 생각되는 연속적인 필름 형태의 붕화물을 형성한다. 또한, 냉각속도의 차이에 따라 석출물은 결정질이 되거나 비정질이 되었다. B의 함량이 많은 Ti-Nb-B강에서는 석출물이 비정질상이었다. 한편, B함량이 적은 Ta-B강에서는 결정립계에서 B가 관찰되지 않았는데, 이것은 결정립계에서의 B의 석출이 B의 함량에 매우 민감함을 의미하는 것이다.

**Abstract** The mechanical properties and precipitation behavior of boron in the TMCP treated 0.07%C-0.014%Ti-0.015%Nb-0.005%B steel (Steel A) and 0.03%C-0.06%Ta-0.002%B steel (Steel B) were investigated. Compared with those of Ti-Nb-B steel, the Ta-B steel showed higher tensile strength with much lower impact absorption energy. The higher strength of the Ta-B steel might be because the precipitation hardening effect of Ta in the Ta-B steel. Hardening effect of Ta was stronger than that of Ti and Nb in the Ti-Nb-B steel. Fracture tended to occur in a transgranular fracture mode in the Ta-B steel, while in an intergranular fracture mode in the Ti-Nb-B steel. On the other hand impact absorption energy of Ti-Nb-B steel is higher than that of Ta-B steel. Boron segregated along grain boundaries in equilibrium or non-equilibrium leading to the precipitation of meta-stable borides with a continuous film shape since continuous cooling was chosen in the TMCP. The crystal structure of the precipitate seemed to depend upon the cooling rate in the TMCP. The structure of the precipitate was amorphous in the Ti-Nb-B steel with a high boron concentration. On the other hand, borides were not found in the Ta-B steel, which implies that precipitation of boron strongly depends upon the concentration of boron in the steel.

### 1. 서 론

고강도 저합금(High Strength Low alloy : HSLA)강에서 합금 원소로 B를 미량 첨가하면 강의 경화능이 현저히 향상된다는 사실이 알려져 이후로<sup>1)</sup> B의 효과에 관하여 많은 사람들이 연구해 왔다.<sup>2)</sup> B는 80kgf/mm<sup>2</sup>급 고장력(high tensile)강과 같은 QT(quenched and tempered)강에 널리 사용될 뿐만 아니라,<sup>3)</sup> 열을 많이 받는 부분에서의 강재의 인성을 향상시키기 위하여 널리 사용되어 왔다.<sup>4,5)</sup> 그러나 탄소강에 B를 단독으로 첨가하면, 경화능은 크게 향상되지만 인성이나 용접성과 같은 다른 기계적 특성들은 거의 향상되지 못하는데, 이것은 압연 후에 재결정되지 않은 상태, 즉 압연 방향으로 늘어난 상태의 오스테나이트 결정립계에 Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>가 석출하여 B가 오스테나이트-페라이트 변태를 지연시키는 효과를 방해하기 때문이다.<sup>6)</sup> 반면,

탄소강에 B와 Nb를 동시에 첨가하면 strain의 도움을 받아 NbC가 우선적으로 많이 석출되기 때문에 Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>의 석출에 소요되는 C의 공급이 제한된다. 따라서 Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>의 석출이 억제되어 B가 오스테나이트-페라이트 변태를 효과적으로 지연시킬 수 있다.(B가 전위들이 있는 곳에 비평형적으로 편석되고 Nb-B 복합물을 형성하기 때문이라는 설도 있음.<sup>7)</sup> Nb는 결정립 성장을 억제하고 회복과 재결정을 지연시키며 오스테나이트-페라이트의 변태온도도 저하시키는 효과를 나타낸다.<sup>8)</sup> 강처리 공정의 저온 구간에서 이러한 효과들이 나타나는 것은 Nb가 강중의 C, N 등과 반응하여 오스테나이트 결정립계나 결정립 내부의 전위, 변형대(deformation band) 등에 탄질화물로 석출되기 때문이다.<sup>9)</sup> Thomas와 Henry의 보고<sup>10)</sup>에 의하면 Nb와 함께 첨가된 B는 탄질화물의 크기 분포를 미세하게 만드는 역할을 하기 때문에 Nb가 결정립 성장을 억제하고 재결정을 지

연시키는 효과를 더욱 고양시켜 준다고 한다. 또한 Djahazi 등의 보고<sup>7)</sup>에 의하면, Nb와 B가 동시에 첨가된 강에서의 Nb(C, N) 석출 온도가 Nb만 첨가된 강에서의 그것보다 더 높는데, 이것은 B가 Nb의 확산계수를 증가시키고 계면 에너지를 감소시키는 역할을 하기 때문이라고 한다.

한편, TMCP (Thermo-Mechanical-Control Process) 강은<sup>11,12)</sup> 제어압연 (controlled rolling) 과 제어냉각 (controlled cooling) 을 조합한 열적 기계적 제어 공정에 의하여 생산되는 용접 구조용 또는 기계 구조용 HSLA 강으로 80년대 초 일본에서 개발된 강재이다. 좀 더 구체적으로 설명하면, TMCP 강판은 정상적인 가열 후  $Ar_3$  이상에서 압연 후  $Ar_3$  이하에서 가속냉각을 함으로써 TMCP 강판이 얻어진다. 이 강판은 어떤 열처리도 받지 않은 채 바로 구조재로 사용될 수 있다. 따라서 열처리를 생략하고도 강도 상승을 꾀함으로써 부품의 제조비를 절감할 수 있다. TMCP에 의하여 강의 미세조직이나 결정립도를 조절함으로써 기존의 QT강의 단점을 개선할 수 있으며, QT로 얻을 수 있는 두께보다 더 두꺼운 두께의 강판을 얻는 것도 가능하다. 따라서 앞으로 QT강을 대체하여 TMCP강의 사용이 날로 확대될 전망이다. 그런데 TMCP강에서의 B의 석출 거동은

QT강에서의 그것과 차이가 있는 것으로 알려져 있으나 아직까지 불명확한 점이 많다. 또한, Nb-B강에 관해서는 비교적 많이 연구되었으나, Ti-B강, Ta-B강 및 V-B강 등에서의 탄질화물의 석출거동과 기계적 특성에 관해서는 아직 잘 알려지지 않고 있다. 따라서 TMCP강에서의 B의 거동을 잘 이해하는 것은 성능이 더 우수한 HSLA 강을 개발하는 첩경이라 할 수 있다.

본 논문에서는 Ti-Nb-B강과 Ta-B강을 TMCP 처리하여 그 기계적 특성과 석출거동에 관하여 조사한 결과를 논하고자 한다.

## 2. 실험 방법

시료는 10kg 용량의 고주파 진공유도 용해로에서 용해주조하여 소형강괴를 제작하였다. 용해는 10kg 순철의 중간 부분에 99.8% 흑연과 페로붕소 (ferroboron 17wt%B), Ti 또는 Ta를 장입한 후에 실시하였다. 이렇게 제조된 소형강괴의 시료를 분석한 조성을 표 1에 나타내었다. 이 소형강괴를 18mm의 두께로 자른 후에 1100°C에서 1시간 동안 재가열 후 900°C에서 10패스로 총 75% 압하한 후 450°C 부근까지 60°C/s로 가속냉각한 후에 공냉하였다.

Table 1. Chemical compositions of the tested steels (wt%)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	Ta	Nb	B
Steel A	0.070	0.110	0.028	0.003	0.001	0.002	0.001	0.014	0.000	0.015	0.005
Steel B	0.030	0.010	0.120	0.010	0.010	0.002	0.000	0.005	0.060	0.000	0.002

최종시편들은 3% nital 에칭하여 광학현미경으로 조직을 관찰하였으며, SEM나 TEM으로 석출물을 해석하였다. 본 연구에서 사용한 TEM은 EDX (energy dispersive X-ray spectroscopy) 가 부착된 Phillips사의 CM200 (가속전압 200kV) 였으며, TEM 시편은 먼저 diamond saw cutter를 이용하여 1mm 두께로 자른 후 150 $\mu$ m까지 기계적으로 연마하였다. 이어서 손으로 60 $\mu$ m까지 연마한 시편을 직경 3mm 원판으로 펀칭한 후 jet polishing 하였다. 이때 jet polishing 조건은 perchloric acid (HClO<sub>4</sub>) 5% + acetic acid (CH<sub>3</sub>COOH) 95%, 상온, 90-100V (직류), 150mA 이었다. 또한, SEM은 Hitachi사의 X-650을 사용하였다.

인장시편은 압연방향의 횡방향으로 채취하여 ASTM E8 subsize (plate type) 에 따라 제작하였으며 Instron 1342를 이용하여 cross-head speed를 0.5mm/sec로 하여 인장강도 (UTS) 와 항복강도 (YS) 를 구하였다. 한편, 충격 시험은 T-L 방향으로 시료를 채취하여 ASTM E23 Charpy (Simple Beam) subsize (type A) 에 따라 시편을 제작하고, 표면결함을 없애기 위해 연마한 후 R=740mm, W=30kg  $\beta=150^\circ$  의 조건으로 하여 상온에서 실험을 행하여 흡수 에너지를 구하였다. 또한, 파괴 양상을 보기 위하여 SEM으로 파괴면을 관찰하였다. 경도는 마이크로 비커스

경도계를 이용하여 하중을 100g으로 하여 7회 측정하여 평균값을 얻었다. 또한,  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도를 조사하기 위하여 DTA (differential thermal analysis) 분석을 하였다. 이 DTA 분석실험은 Pt도가니를 사용하여 Ar분위기에서 20°C/min의 냉각속도로 행하였다. 그리고 석출된 붕소를 확인하기 위하여 2% picral로 에칭한 시편을 300Å 정도 스퍼터링한 후 AES (Auger Electron Microscopy) 분석을 하였는데, 분석에 사용한 기종은 Perkin-Elmer,  $\phi$ -670이었다.

## 3. 결과 및 고찰

그림 1의 (a), (b)은 시편 A와 시편 B의 압연판재 측면 광학현미경 사진이다. 시편 A와 시편 B의 조직을 비교해보면, 펄라이트 분율은 거의 차이가 나지 않으며 결정립의 미세화 정도는 시편 B가 더 미세하지만 큰 차이를 보이지 않는다. 따라서, 시편 A와 시편 B에 첨가된 미량 첨가원소가 입자미세화와  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도에 미치는 영향은 비슷한 것으로 생각된다.

표 2에 나타난 인장강도와 경도값은 시편 B가 시편 A보다 더 높다. 일반적으로 탄소의 함량이 크면 인장강도가 더 큰데, 본 실험에서 C의 함량이 더 많은 시편 A의 경우 인

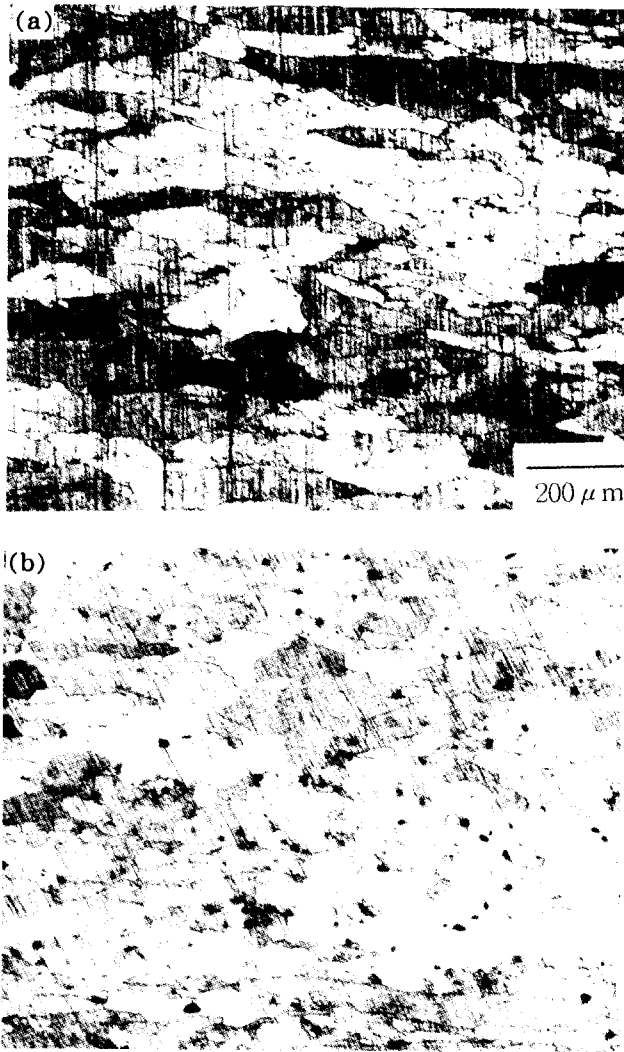


Fig. 1. Cross-sectional optical micrographs of (a) Steel A and (b) Steel B.

장강도와 경도가 오히려 더 작은 이유는 다음과 같이 설명될 수 있을 것이다. 우선 펄라이트 분율의 차이에 의한 효과는 거의 없고 입자미세화에 의한 효과가 조금 있겠지만 주로 시편 B에 함유된 Ta에 의한 석출 강화 효과가 시편 A에 함유된 Ti, Nb에 의한 그것보다 더 크기 때문이다. HSLA 강에 대한 가장 중요한 두 강화기구는 결정립미세화에 의한 강화와 석출강화이다. 그 중에서 결정립미세화에 의한 강화기구는 결정립미세화에 따라 인성도 향상되기 때문에 HSLA 강에서 가장 선호되는 강화기구이다. 그러나, 본 실험에서 시편 A와 시편 B에 함유된 첨가원소들에 의한 석출강화효과의 차이가 인장강도의 차이에 대한 더 큰 원인으로 보는 것이다.

석출은 오스테나이트에서의 석출과  $\gamma$ - $\alpha$ 변태동안 또는 변태후의 석출로 나눌 수 있다. 변형되지 않은 오스테나이트에서의 석출은 활발하지 못하지만, 재결정되지 않았거나 또는 회복된 오스테나이트에 변형이 가해졌을 때에는, 석출이 훨씬 더 활발히 일어나는데, 이때 석출되는 양은 잔류응력의 크기와 과포화 정도에 의하여 결정된다. 오스테나이트에서의 석출물은 재결정 억제와 결정립 성장 억제 효과를

갖고 있지만, 석출강화에는 기여하지 못한다. 이용가능한 유일한 석출물은 오스테나이트에 고용되어 있다가 석출되는 것들이다.  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 중에는 주로  $\gamma$ - $\alpha$ 계면에서 우선적으로 석출이 일어나고,  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 후에는 전위나 기지에도 석출될 것이다. 이와같이 변태 중이나 변태 후에 생성된 석출물들은 석출강화에 효과가 있다.  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 중에 상간석출물(interphase precipitate)이 생성될 때 석출강화의 강도는 강이 석출상에 대한 화학량론적 조성을 가질 때 최대가 되고,  $\gamma$ - $\alpha$ 변태후에 페라이트에서 석출이 일어날 경우에는 많은 양의 C가 펄라이트내의 Fe<sub>3</sub>C로 존재하기 때문에 페라이트에서의 석출상이 화학량론적 비가 되었을 때에 최대가 된다.<sup>13)</sup>

시편 A와 시편 B의 C함량, 미량첨가 원소의 양, 오스테나이트의 고온영역에서 변형을 주지 않았던 점 등을 고려해 볼 때,  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 전까지 많은 양의 C와 첨가원소들이 오스테나이트 기지에 고용되어 있어서  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 중이나 변태 후의 석출이  $\gamma$ - $\alpha$ 변태 전의 석출보다 더 큰 영향을 준 것으로

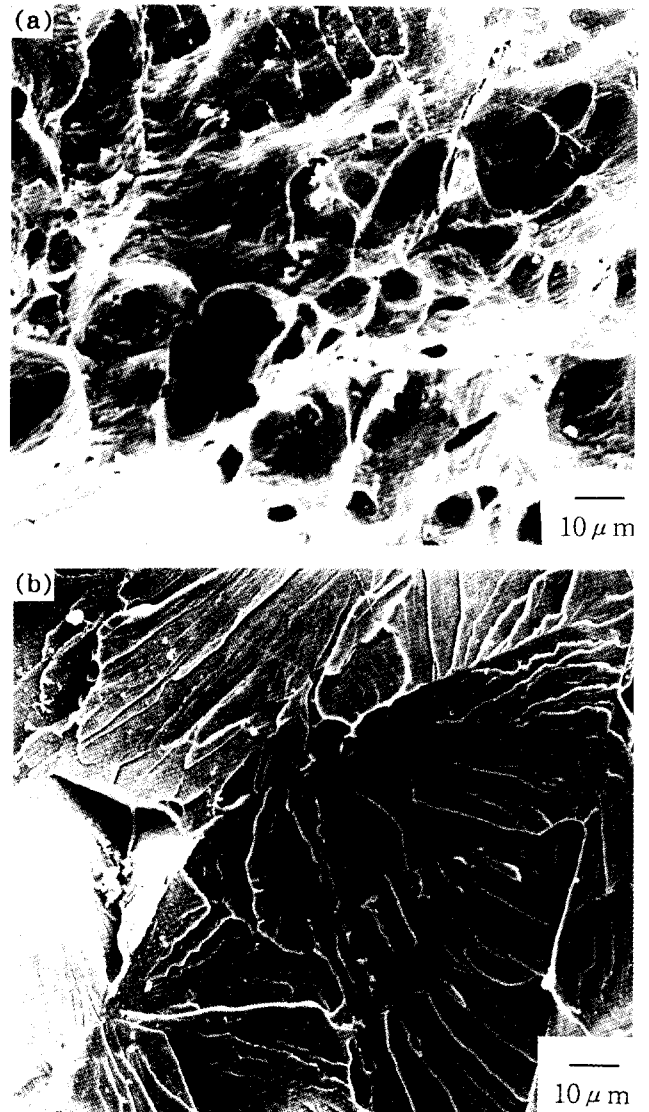


Fig. 2. SEM fractographs of Impact-tested steels : (a) Steel A and (b) Steel B.

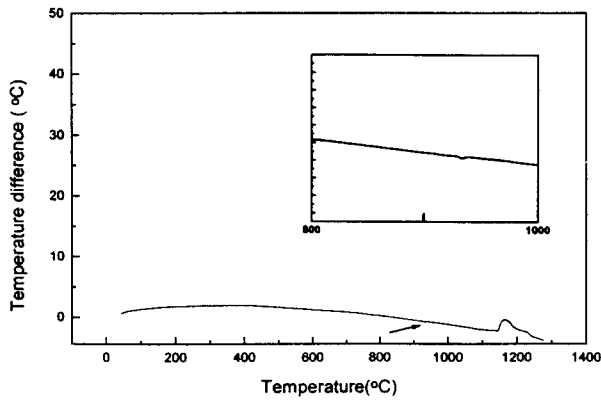
생각된다. 시편 A와 시편 B의 조성으로 볼 때 화학양론적 비에 의한 강도 효과보다는 석출상의 과포화도의 차이에 따른 석출물 생성의 차이가 더 큰 영향을 준 것으로 보인다. 따라서 Ta의 오스테나이트에 대한 용해도에 관한 연구가 필요한 것으로 생각된다.

일반적으로 입계파괴의 경우가 입내파괴의 경우보다 작은 충격 흡수 에너지를 나타낸다. 그런데 그림 2(a)와 그림 2(b)의 SEM 사진을 보면, 시편 A는 입계파괴, 시편 B는 입내파괴 형태의 파단면을 보이는데도 불구하고, 표 2를 보면 충격 흡수 에너지는 입계파괴 형태를 보이는 시편 A가 더 큰 값을 나타내고 있다. 이것은 아마 석출물의 크기 및 분포의 차이와 관계있는 것으로 생각된다.

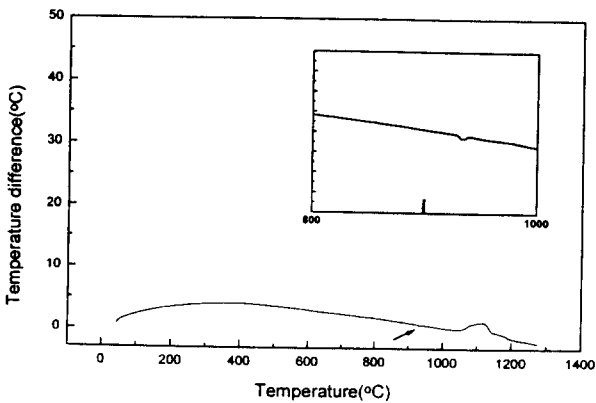
그림 3의 DTA 분석결과를 보면, 시편 A에 대한  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도 ( $A_{r3}$ )가 934°C이고, 시편 B의 경우 역시 933°C로

Table 2. Mechanical properties of the steels

	YS (MPa)	UTS (MPa)	Hardness (HV)	Absorbed energy(J)
Steel A	423.3	474.5	176	39.68
Steel B	519.94	596.72	240	19.67



(a)



(b)

Fig. 3. DTA analysis results of (a) Steel A and (b) Steel B.

거의 같은 값을 나타내고 있다. 시편 A의 탄소함량이 0.07%로 시편 B의 탄소함량 0.03%보다 0.04% 더 높으므로 탄소함량만을 고려하면, Fe-C 상태로로부터 시편 A의  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도가 시편 B의 그것보다 9°C정도 더 높을 것으로 예상된다. 따라서 DTA 분석결과 얻어진 시편 A와 시편 B간의  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도의 차이는 예상보다 제법 더 적은 편인데, 이것은 시편 A와 B내의 탄소외의 다른 합금원소들의 함량의 차이에 기인하는 것이 아닌가 생각된다. 즉, 시편 A의 Si함량 (0.110%)은 B의 그것(0.010%)보다 0.1% 더 높은 반면, 시편 A의 Mn함량 (0.028%)은 B의 그것 (0.120%)보다 0.092% 더 낮은 등 합금원소의 함량에 상당히 차이가 있다. Si와 Mn을 포함한 여러 합금원소들의 함량이 강의  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도에 대해 어떤 영향을 미치는가는 합금원소의 종류에 따라 다르기 때문에 여기서 합금원소 각각의 영향에 대해 자세히 논하기는 어렵다. 그러나 이러한 여러 합금원소의 함량의 차이가 복합적으로 작용하여 시편 A와 시편 B간의 실제  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도의 차이가 탄소함량의 차이로부터 예상되는 그것보다 더 적게 나타난 것으로 생각된다.

또한, 일반적인 변태온도의 상승은 오스테나이트 결정립 미세화와 응력 유리 석출에 의한 고용원소의 감소에 의하여

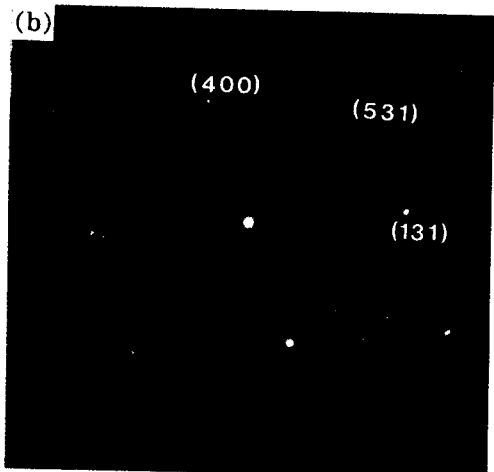
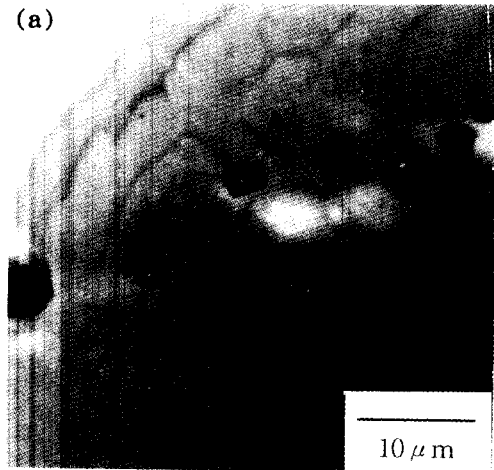
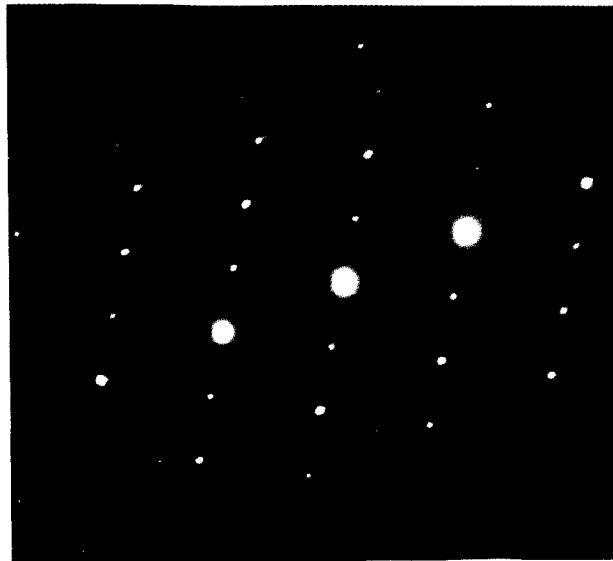


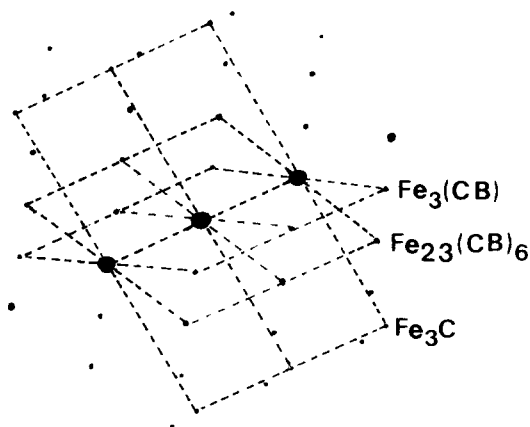
Fig. 4. TEM micrographs of Steel A : (a) the morphology of the precipitates and (b) diffraction pattern.



(a)



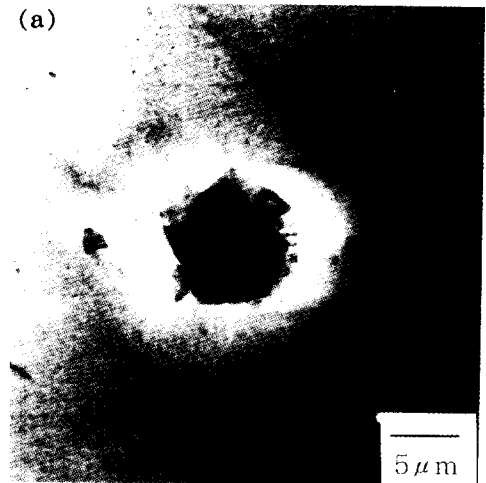
(b)



(c)

Fig. 5. TEM micrographs of Steel A : (a) the morphology, (b) diffraction pattern, and (c) indexing of diffraction.

일어나는데, 본 연구에서 사용한 시편 A와 B에서는 비재결정 영역에서의 압연이 결정립계의 면적을 확장시킴으로써 핵생성 위치를 증가시켜서 변태온도를 상승시킨 것으로 보인다. 여기서 비재결정영역이란  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도 이상, 그것보다 약 200°C 정도 더 높은 온도 이하의 온도구간으로 오스테나이트 결정립이 압연된 길쭉한 형태에서 재결정되지 않고 존재하는 영역을 말한다. 비재결정영역 이상의 온도범위에서는 물론 재결정이 일어나 equiaxed의 결정립이 생성되고 이어서 결정립성장이 일어나 큰 결정립으로 바뀌게 된다. 요컨대, 비재결정영역의 중요성은 재결정에 의한 결정립 조대화가 일어나지 않고 오스테나이트 결정립이 대체로 미세하게 유지되므로 결정립계가 상대적으로 더 많아서  $\gamma$ - $\alpha$ 변태시 페라이트( $\alpha$ )의 핵생성이 더 활성화된다는 점이다. 페라이트의 핵생성이 활성화되면, 고온으로부터 온도를 저하시킬 때 더 높은 온도에서도  $\gamma$ - $\alpha$ 변태가 일어나게 되고, 이것은 곧  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도의 상승을 의미한다. 따라서 철이 약 99.9%인 본 시편 A, B의  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도를 약 910°C로 본다면, 20°C 정도의  $\gamma$ - $\alpha$ 변태온도 상승은 압하율 총 75%의 압연에 의한 영향으로 볼 수 있을 것이다. 시편 A와 B 간의 오스테나이트 결정립미세화 정도와 응력유기 석출에



(a)

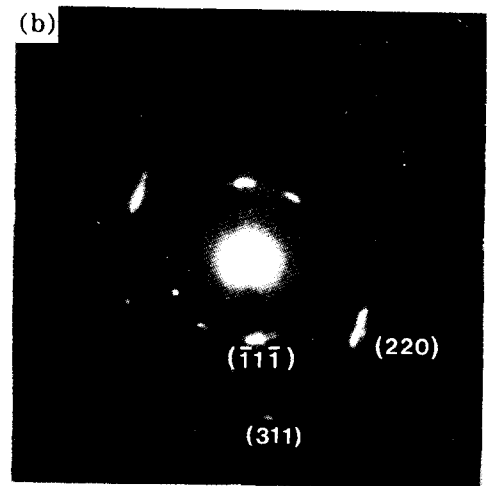
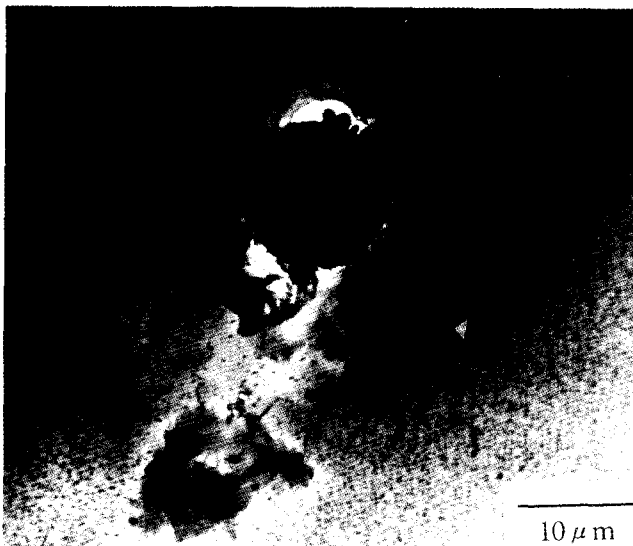
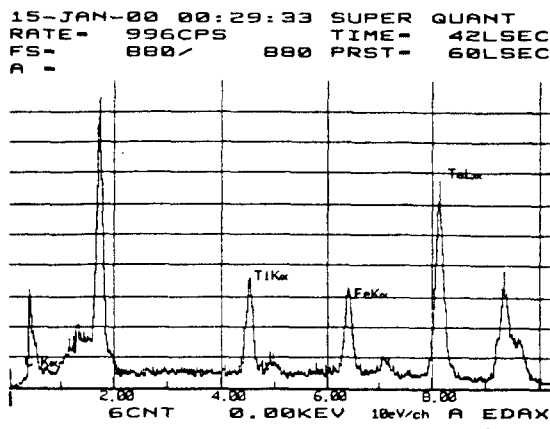


Fig. 6. TEM micrographs of Steel B : (a) the morphology of a precipitate and (b) ring pattern.



(a)



(b)

Fig. 7. TEM micrographs of Steel B : (a) the morphology of the precipitates and (b) EDX results.

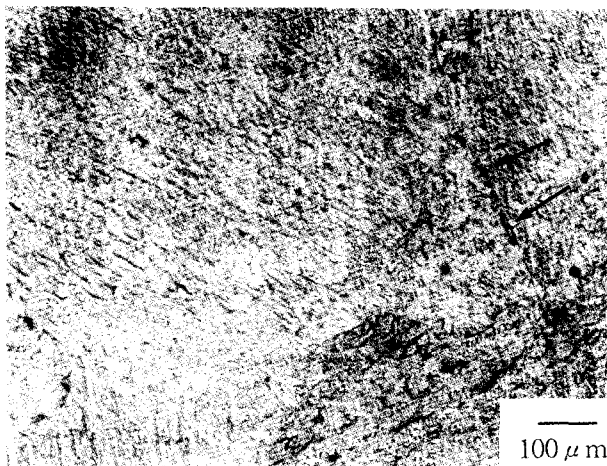


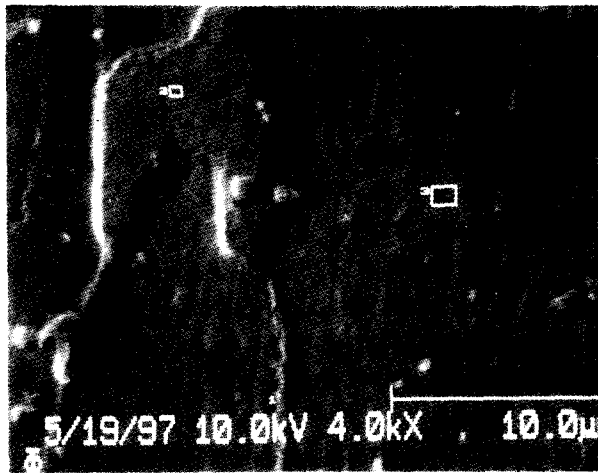
Fig. 8. An optical micrograph of the quenched Steel A (900°C → RT).

다른 고용원소의 감소 정도에도 약간의 차이가 예상되는데, 이것들도 궁극적으로 시편 A, B간의 합금원소들의 함량의 차이에 기인하는 것이라 할 수 있다.

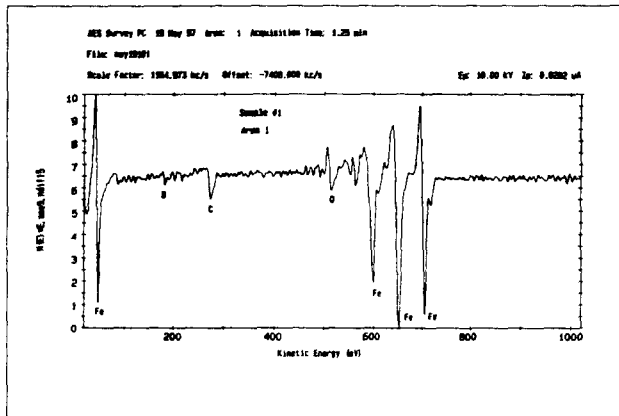
그림 4은 시편 A에 대한 석출물의 TEM 사진과 SADP이다. 석출물들이 일렬로 배열되어 있는데, SADP 분석결과  $Fe_{23}(C,B)$ 임을 알 수 있었다. 한편, 그림 5는 시편A의 펄라이트 기지와 석출물을 동시에 본 TEM 사진과 SADP이다. SADP 분석결과 펄라이트의  $Fe_3C$ 가 흐릿하게 나타났으며,  $Fe_3(C,B)$ 와  $Fe_{23}(C,B)$ 도 관찰되었다. 그림 6은 시편 B 석출물의 TEM 사진과 ring pattern이다. 분석결과  $Fe_3(C,B)$ 임을 알 수 있었다. 그림 7은 시편B 석출물의 EDX분석결과로 Ti와 Ta의 복합탄화물이 형성되었음을 알 수 있다. 이것은 Ti와 Ta의 양에 비해서 C의 양이 작아서 복합화합물을 형성한 것으로 보인다. 시편 A와 시편 B의 TEM분석시에 석출물이 결정립계에 존재하는 것을 확인하였으나 석출상에 대한 회절 패턴을 얻지 못하였다. 따라서 결정립계에 석출된 상들은 비정질일 것으로 판단된다. 그러나 결정립 내와 펄라이트 내에서 관찰된 석출물들은 결정질임을 알 수 있다. 이것은 미량 첨가원소들이 C를 효과적으로 제어하지 못하여 C가 B와 함께 결정립계에 편석되고, 이어서 연속적으로 실시된 비교적 빠른 냉각과정에서 과포화된 B의 역확산(back diffusion)이<sup>15)</sup> 거의 일어나지 않고 역확산은 일반적으로 열에 의하여 일어나므로 공냉의 저온구역에서도 B의 역확산이 거의 일어나지 않은 관계로 결정립계에 B와 C를 많이 함유한 비정질의 석출물들이 생성되었기 때문으로 보인다. 그러나 결정립계에 비평형적으로 편석되어 있는 C와 B는, 만일 열처리온도가 등온으로 유지된다면, B의 역확산이 일어나 비평형 비정질상에서 결정질상으로 변하게 될 것이다. 결정립계에서의 심한 편석으로 인하여 결정립 내에 석출된 석출상들은 B의 함량이 매우 낮은 결정상일 것으로 생각되는데, 그림에 나타난 펄라이트 내의 미세한 석출물과 Ti와 Ta의 복합탄화물 주위의 미세한 석출물들로부터 이것을 짐작할 수 있다.

그림 8은 1100°C로 재가열하여 900°C에서 급냉한 시편 A에 대한 것으로 연속냉각에 의한 석출물의 형태를 보여 준다. 이 그림에서 연속적인 필름형태가 아닌 원판형의 석출물이 어느 정도의 간격을 두고 석출된 것을 볼 수 있다. 이것은 지금까지 발표된 석출물이 주로 항온변태 생성물이어서 원형 또는 타원형의 형상을 보인 데 반해, 본 실험에서 나타난 석출물은 연속냉각에 의하여 비평형적으로 석출된 것으로 생각된다.

그림 9는 시편 A의 SEM 사진과 AES 분석결과로서 여기서는 B가 검출되었으나 시편 B(그림 10)에서는 B를 검출하지 못하였다. 이것은 시편 A에 비하여 시편 B에서의 B의 함량이 더 낮기 때문인 것으로 생각된다. 그러나 시편 B의 결정립계에 B가 전혀 편석되지 않았다고는 볼 수 없다. AES가 B를 분석해 내기 위해서는 수십 ppm정도의 양이 있어야 하는데, 실제 시편 B의 결정립계에는 AES 분해능 이하의 매우 적은 양의 B가 존재하는 것으로 판단된다.<sup>16)</sup>

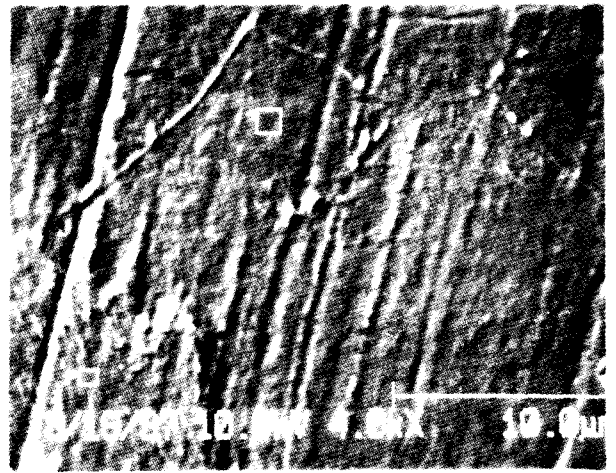


(a)

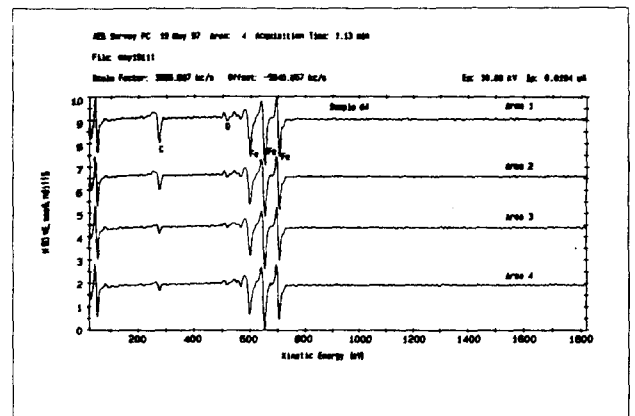


(b)

Fig. 9. (a) SEM and (b) AES spectra of Steel A.



(a)



(b)

Fig. 10. (a) SEM and (b) AES spectra of Steel B.

#### 4. 결 론

Ti-Nb-B강과 Ta-B강을 TMCP 처리하여 기계적 특성과 석출거동을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Ti-Nb-B강보다 Ta-B강이 더 높은 강도를 나타내었는데, 이것은 Ta-B강에서의 Ta의 석출강화 효과가 Ti-Nb-B강에서의 Ti와 Nb에 의한 석출강화 효과가 더 크기 때문으로 생각된다. 충격강도는 Ti-Nb-B강이 더 좋았지만, Ti-Nb-B강 역시 어느 정도의 입계파괴 (intergranular fracture)의 양상을 보임으로써 높은 충격강도를 가지지 못하였다.

2) 연속냉각에 의한 입계석출물은 비평형적으로 생성되는데, TMCP의 냉각과정에서는 석출물이 결정립계에 연속적인 필름형태의 비정질 상태로 존재하고, 결정립 내에는 결정상의 형태로 존재한다. 또한 급냉된 시편 (900°C에서 상온으로)에서는 결정립계에서 일정한 간격의 원판형의 석출물을 관찰할 수 있었는데, 이 또한 비평형적으로 석출된 것이지만 결정상인 것으로 생각된다.

3) B가 0.005% 함유된 Ti-Nb-B강에서는 결정립계에서 B가 관찰되었으나 0.002% 함유된 Ta-B강에서는 B가 관찰되지 않았다. 이것으로 부터 B의 결정립계 편석이 B

의 양에 매우 민감함을 알 수 있다.

#### 감사의 글

본 연구는 1996년도 포항종합제철 주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으므로 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. R.A. Grange and J.B. Michell : Trans. ASM, **53** (1956), 157.
2. H. Tamehiro, M. Murata, R. Habu, and M. Nagumo : Trans, ISIJ, **27**(1987), 120, references therein.
3. R. Habu, M. Miyala, S. Sekino and S. Gido : Trans. ISIJ **18** (1978), 492.
4. H. Ohitani, S. Watanabe, Y. Kawaguchi and Yamaguchi : Tetsu-to-Hagane, **64** (1978), 2205.
5. T. Funakosh, Ti Tanaka and S. Ueda : Tetsu-to-Hagane, **63** (1977), 303.
6. H. Tamehiro, M. Murata, R. Huba and M. Nagumo : Trans. ISIJ, **27** (1987), 131.
7. M. Djahazi, X.L. He, J.J. Jonas, and W.P. Sun, Metall. Trans. A, **23A** (1992), 2111.

8. K.J. Irvine, T. Gladman, J. Orr, and F.B. Pickering : J. Iron Steel Inst., **208**, (1970), 717.
9. H. Seiko and T. Murayama : Tetsu-to-Hagane, **58** (1972), 1424.
10. B.J. Thomas and G. Henri : Boron in steel, Proc. Inst. Symp. on Boron steel, S.K. Banarji and J. E. Morral, eds., TMS-AIME Milwaukee, WI, 1980, pp. 80-105.
11. C. Ouchi, T. Okita and S. Yamamoto : Tetsu-to-Hagane, **67**, (1981), 129.
12. K. Tsukada, et al. : Tetsu-to-Hagane, **70** (1984), 89.
13. F.B. Pickering : Conference Proceedings of International Conference on Technology and Applications of HSLA Steel. 8306-052.
14. G.F. Melloy, P.R. Slimmom and P.P. Podgursky : Met. Trans. **4** (1973) 2279.
15. X.L. He, Y.Y. Chu and J.J. Jonas : Acta metall., **37** (1989) 2905.
16. 조장규, 정인상 : 대한금속학회지. **34** (1996) 174.