

TRIP형 복합조직강판의 기계적 성질에 미치는 2단 열처리 영향

이영섭, 김용성, 윤종구*, 박현순
 성균관대학교 공과대학 금속공학과
 국립기술품질원*

The Effect of Second Stage Heat Treatment on Mechanical Properties of TRIP aided Triple Phase Steel

Y. S. Lee, Y. S. Kim, J. K. Yoon*, H. S. Park

Dept. of metallurgical Engineering, Sungkyunkwan Univ., Suwon, 440-746 National Institute of Technology and Quality*

ABSTRACT

Heat treatment conditions and the formation of microstructures were studied for improving the transformation-induced plasticity(TRIP) effect of retained austenite and mechanical properties of Fe-0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn sheet steel. An excellent combination of elongation about 30% and high strength over 760 MPa was achieved by processing of intercritical annealing and isothermal holding. Intercritical annealing the sheet steel produced fine particles(1~2 μ m) of retained austenite which were stabilized due to C enrichment by subsequent holding in bainite transformation range. Heat treatment conditions were depended on the shape and distribution of second phases as well as the volume fraction and stability of retained austenite. In this work, the heat treatment condition of optimal strength-elongation balance was obtained by holding the steel at 400°C for 200sec. after intercritical annealing at 790°C for 300sec.

1. 서론

현재 합금원소를 첨가하여 자동차의 보강재로 사용되는 고강도강은 인장강도가 500~700MPa 범위이나 총연신율이 약 15%로 낮고 고가란 단점이 있어 수요확대에 장애를 받고 있는 실정이다. 고강도강의 연신율을 증가시키면 높은 가공성을 요구하는 차체 외판용 재료로서 사용이 가능하고 결과적으로 차체의 경량화와 연비향상을 도모하고 대기오염의 방지에도 크게 기여할 수 있다.¹⁾

페라이트 결정립과 섬(island)모양의 경한 마르텐사이트들로 구성되어 있는 2상조직강(Dual Phase Steel)^{2)~3)}은 높은 기계적 강도와 연신율을 가지고 있으므로 차체의 도어 임팩트 빔(door impact beam), 범퍼 강화재(bumper reinforcement)와 휠(wheel) 등에 사용된다. 이러한 강종의 인장강도는 500MPa에서 1000MPa 수준이며 낮은 항복강도비와 높은 가공경화 효과를 나타내지만 상대적으로 수요가 증가되고 있으며 이에 부응하기 위

해서 연구되고 있는 것이 페라이트, 베이나이트와 잔류 오스테나이트의 3가지 조직을 공유하는 3상(triple phase)조직의 강이다.^{4)~6)} 3상조직 강의 우수한 강도와 연신율의 조화는 변형시 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 유기되는 변태유기소성(Transformation - Induced Plasticity : TRIP)⁷⁾의 결과로 보고되고 있다. 이 강도의 높은 강도와 연신율의 조화는 잔류오스테나이트의 양과 안정도에 따라 크게 좌우되며, 이 잔류오스테나이트는 화학 조성 특히, C, Si, Mn에 우선적으로 영향을 받는다. 또한 많은 양의 오스테나이트를 잔류시키기 위해서는 2상영역 어닐링(intercritical annealing)의 온도와 시간 그리고 베이나이트 변태구간에서의 항온변태 온도와 시간이 중요한 인자로 작용되고 있으며 현재까지 화학조성과 열이력을 제어함으로써 최대 부피분율 25%정도의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있었다. TRIP강은 이상과 같이 우수한 강도-연신율 조화, 경제적으로 첨가가 용이한 합금성분으로 인하여 새로운 형태의 고강도 냉간압연강판으로서의 위치를 확보할 것으로 생

각된다.

따라서 본 연구에서는 각종 선행연구 결과로부터 대표적인 TRIP특성을 나타낼 것으로 판단되는 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn 강으로 합금설계 후, 이 강을 용해제조하고 냉간압연강기의 소성 메카니즘을 연구하였다. 또한 변태유기소성과 페라이트, 베이나이트, 잔류오스테나이트의 양, 형태, 분포 그리 잔류오스테나이트 중 탄소량과의 상관관계를 확인하는 연구를 수행하였다.

2. 실험방법

시료의 제조는 진공유도용해법으로 용해하였고 시료의 화학조성은 spectrometer를 이용하여 분석하였으며 그 결과를 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of the specimen. (wt.%)

C	Si	Mn	Al	Fe
0.2	1.51	1.52	0.028	bal.

시편은 오스테나이트 단상영역인 1250°C에서 열간 압연한 후 열간 마무리 온도는 강판표면 온도가 약 900°C가 되도록 하였다. 표면의 산화피막이 제거된 열연강판은 1mm 두께로 냉간압연하였고 910°C에서 10분간 노르말라이징하였다. 냉간 압연된 판재로부터 넓이 12.5mm, 표점거리 50mm의 KS B 0801 제13B호 인장시편을 제작하였다. 시편의 변태온도(A_{c1}, A_{c3})는 DTA를 이용하여 A_{c1}=750°C, A_{c3}=830°C을 구하였다. 잔류오스테나이트 양과 열처리 조건에 따른 기계적 성질의 변화를 조사하기 위해 2상영역 구간의 온도를 변화시키면서

5분 동안 열처리한 후 베이나이트변태 처리온도와 시간을 변화시켰다. Fig. 1에 본실험의 열처리 과정을 나타내었다. 시편의 열처리는 700°C~1000°C로 유지된 고온염욕로(NaCl:KCl=50:50)와 300°C~500°C로 유지된 저온염욕로(KNO₃:NaNO₃=50:50)를 사용하였다.

시편의 기계적 성질은 만능 인장시험기를 사용하여 변형속도 10mm/min.에서 인장강도와 연신율을 측정하였다. 미세조직 관찰은 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류오스테나이트 등으로 구성된 미세조직을 구분하기 위하여 4% Nital액에 에칭한 후 Na₂S₂O₈8g+H₂O100ml) 수용액 속에서 각 상의 색깔을 선택적으로 부식시킨 후 광학현미경을 사용하여 관찰하였다. 또한 열처리조건에 따른 미세조직의 변화를 확인하기 위해 투과전자현미경(JEM 2000FX II)을 사용하였다. 기계적으로 연마된 박판시편은 twin-jet 방식에 의하여 전해액(5% perchloric acid = 95% acetic acid)을 공급해주는 자동 전해연마기에서 전해, 천공하였다. 천공된 박판시료는 투과전자현미경 내에서 가속전압 40kV, 전류 300mA, 주사속도 5°/min의 조건에서 오스테나이트의 {220}, {311}면 피크와 페라이트의 {211}면 피크의 적분강도비를 측정하여 다음의 식 ①으로부터 잔류오스테나이트의 체적율을 계산하였다.

$$V\gamma = \frac{1.4 I\gamma}{I\alpha + 1.4 I\gamma} \quad V\gamma: \text{잔류오스테나이트의 체적율}$$

I_γ : {220}γ, {311}γ 피크의 적분강도 평균값
I_α : {211}α 피크의 적분강도

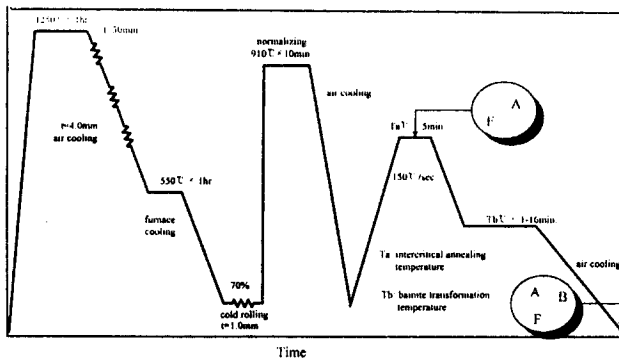


Fig. 1 Schematic diagram of the thermomechanical treatment process

잔류오스테나이트의 탄소농도는 격자상수가 달라지는 것을 이용하여 잔류오스테나이트의 체적율을 구할 때와 같은 조건에서 {220}면의 면간 거리를 측정 후 격자상수를 구하여 다음 식¹⁰⁾으로부터 잔류 오스테나이트의 탄소농도를 계산하였다.

$$a_T = 3.578 + 0.044\%C_T \quad (1)$$

a_T : {220}면의 격자상수(Å),

$\%C_T$: 잔류오스테나이트의 탄소농도(wt%)

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 베이나이트변태 처리시간의 영향

베이나이트변태 처리시간에 따른 기계적 성질을 평가하기 위해 2상영역 중간온도(A_{C3} 와 A_{C1} 중간)인 790°C 에서 각각 5분간 어닐링한 후 400°C 의 베이나이트변태 온도에서 처리시간을 변화시켰다. 어닐링시간은 공업적으로 짧은 시간에 탄화물이 용해되어 페라이트와 오스테나이트가 평형상태에 도달할 수 있는 시간인 5분으로 고정하였다. 베이 나이트변태 처리시간에 따른 기계적 성질 및 잔류 오스테나이트의 양과 탄소농도를 Fig. 2에 나타내었다.

인장강도는 열처리 시간에 따라 감소하였고, 연신율은 200초에서 최대값인 약 30%을 보이다가 감소하였다. 이때 인장강도는 약 760MPa이고 인장강도(T.S)×연신율(T.E.L.)은 23000MPa·%이었다. 상온에서의 잔류오스테나이트 양은 최고

16%이었으며 시간이 증가하면서 잔류오스테나이트 양은 감소하였고, 특히 300초 이내에서 급격히 감소하였다. 잔류오스테나이트 양과 연신율은 비례하지 않았다. 따라서 잔류오스테나이트의 조직안정도를 알아보기 위해 열처리 시간에 따른 잔류 오스테나이트 내부의 탄소농도를 분석한 결과 탄소농도는 열처리 시간의 증가에 따라 증가하였으

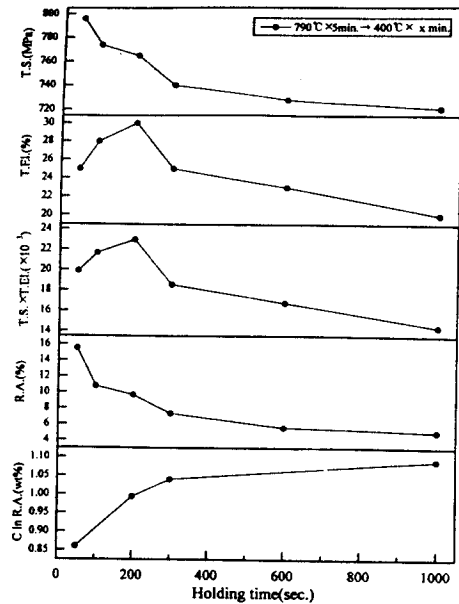


Fig. 2 Variation of mechanical properties, retained austenite and C content in R.A. with holding time after intercritical annealing (T.S.:Tensile Strength, T.EL.:Total Elongation R.A.:Retained Austenite, C:Carbon)



Fig. 3 Microstructure with holding time ($790^\circ\text{C} \times 5\text{min.} \rightarrow 400^\circ\text{C} \times x \text{ min.}$) (OM) (a)50sec. (b)200sec. (c)1000sec. (F: Ferrite, B: Bainite, R.A.: Retained Austenite)

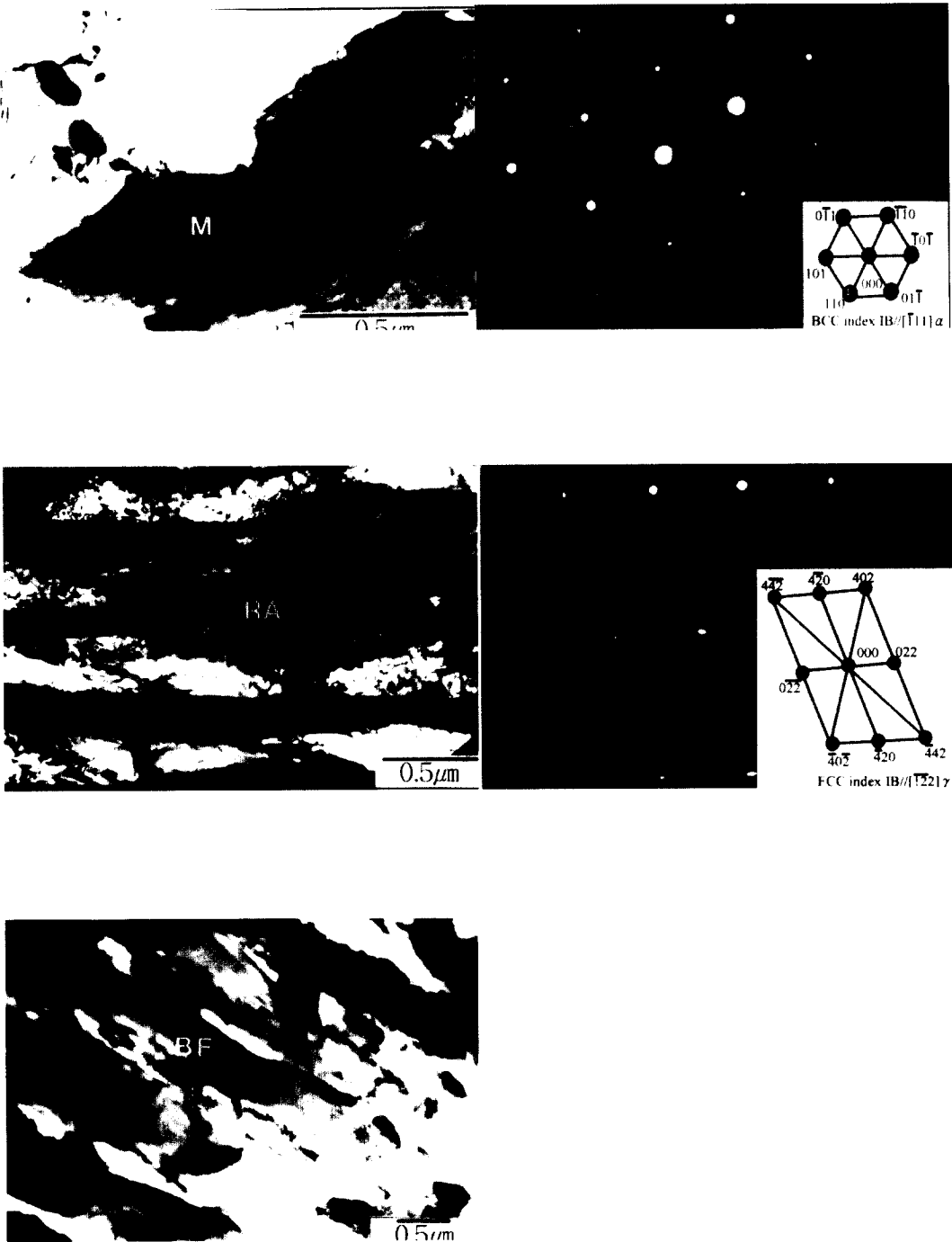


Fig. 4 Microstructure with holding time (TEM) (790°C × 5min. → 400°C × * min.)
 (M: Martensite, B.F.: Bainitic Ferrite, R.A.: Retained Austenite)

며 모든 조건에서 탄소농도는 0.2%보다 높게 나타났다.

열처리 시간에 따른 기계적 성질을 설명하기 위하여 광학현미경과 TEM으로 미세조직을 관찰하였다. Fig. 3의 광학현미경 사진에서 페라이트는 회색, 잔류오스테나이트는 흰색, 베이나이트는 검은색으로 구분된다. 초기에는 잔류오스테나이트가 1~2 μ m크기로 입계를 따라 균일하게 분포하고 페라이트는 다각형 모양을 하고 있다. 기계적 성질이 가장 우수한 200초 동안 열처리한 경우에는 초기보다 잔류오스테나이트의 양 및 상호 연결성이 감소되고 베이나이트가 입계를 따라 나타났다. 시간이 1000초로 증가하면 페라이트가 거의 침상조직으로 발달되었으며 부분적으로 베이나이트가 성장되었음을 알 수 있었다.

TEM으로 관찰한 조직인 Fig. 4를 보면 50초동안 열처리한 경우 (a)와 같은 마르텐사이트가 미량으로 존재하였고 200초동안 열처리하면 마르텐사이트는 사라지고 (b)와 같은 잔류오스테나이트가 침상모양으로 페라이트 기지 안에 고립되어 있었다. 열처리 시간을 1000초로 증가시키면 탄화물의 석출이 예상되었으나 (c)와 같은 탄화물이 석출되지 않은 베이나이트 페라이트(bainitic ferrite)가¹¹⁾ 관찰되었다. TEM으로 관찰한 미세조직 결과로 볼 때 기계적 성질의 변화는 잔류오스테나이트의 형상에 영향을 받는 것으로 나타났다.

일반적으로 Si를 1.5~2.5% 함유한 강은 베이나이트변태 구간에서 베이나이트변태의 억제로 인하여 잔류오스테나이트의 양을 증가시켜 강도를 증가시킨다고 알려져 있다.¹²⁾¹³⁾ 또한 베이나이트변태 처리시간이 길어질수록 Si를 함유한 시편은 베이나이트 페라이트가 오스테나이트쪽으로 성장하면서 오스테나이트층의 탄소의 고용도를 높이며 탄화물 생성을 억제시킴으로서 베이나이트 페라이트의 생성과 성장을 촉진한다고 알려져 있다.¹⁴⁾ 이처럼 Si를 첨가할 경우 탄화물 형성을 억제시켜 탄소 농축에 의한 잔류오스테나이트를 안정화시키고 페라이트에 고용되어 고용강화와 결정립 미세화에 의하여 강도를 증가시킨다고 해석할 수 있다.

Fig. 2에서 잔류오스테나이트와 기계적성질의 관

계를 보면 인장강도는 잔류오스테나이트 양과 비례하듯이 일차적으로 인장강도는 변형시 변태할 잔류오스테나이트의 양이 많을수록 증가한다고 판단된다. 그러나 연신율은 잔류오스테나이트의 양과 일치하지 않았다. 변태처리 시간이 짧을 경우 잔류오스테나이트의 양은 많지만 연신율의 값이 낮고 시간이 증가하여 잔류오스테나이트의 양이 감소함에도 불구하고 연신율은 증가하였다. 따라서 시편의 기계적 성질은 잔류오스테나이트의 양과 더불어 안정도에도 크게 영향을 받고 있음을 나타내고 있다. 잔류오스테나이트 안정도의 변화는 다음의 (2)식¹⁵⁾으로 설명할 수 있다.

$$M_s = 550 - 360 \times C_{\gamma} - 400Mn_{\gamma} \quad (2)$$

저합금강의 베이나이트변태 처리시 M_s 온도는 주로 치환형 원소인 Mn보다는 확산속도가 빠른 침입형 원소인 탄소의 확산에 의해 지배될 것이다. 즉 변태 초기에는 오스테나이트의 양은 많지만 탄소의 양이 한정되어 있으므로 오스테나이트가 함유한 탄소의 양이 적을 것이다. 또한 부분적으로 오스테나이트에 함유된 탄소의 양이 극히 미비하여 M_s 온도가 높아 마르텐사이트변태가 일어날 것이다. 이것은 Fig. 2의 (1)식으로 계산한 잔류오스테나이트의 탄소농도에서 판단할 수 있다. 초기의 탄소 양이 0.85%로 최적의 기계적 성질을 보여주는 1%보다 낮고 탄소양이 최대 1.1%까지 증가하고 있으나 최적의 기계적 성질을 나타내는 200초에서의 탄소양이 1%임을 감안한다면 짧은 시간에 탄소가 확산하여 잔류오스테나이트에 고용된다는 것을 알 수 있다. 따라서 변형초기에 상대적으로 불안정한 잔류오스테나이트는 작은 변형으로 쉽게 마르텐사이트로 변태될 것이며 이것은 인장강도를 크게 증가시킬 수 있으나 연신율은 그다지 증가시키지 못할 것이다. 변태처리 시간이 증가하면 잔류오스테나이트의 탄소농도 증가로 인하여 안정도가 커지고 200초 조건의 광학현미경 조직을 보면 잔류오스테나이트는 주로 베이나이트에 인접하고 있어서 경한 베이나이트가 잔류오스테나이트의 변태를 억제하여 연신율을 향상시킨다고 판단된다. 또한 TEM으로 관찰한 잔류오스테나이트

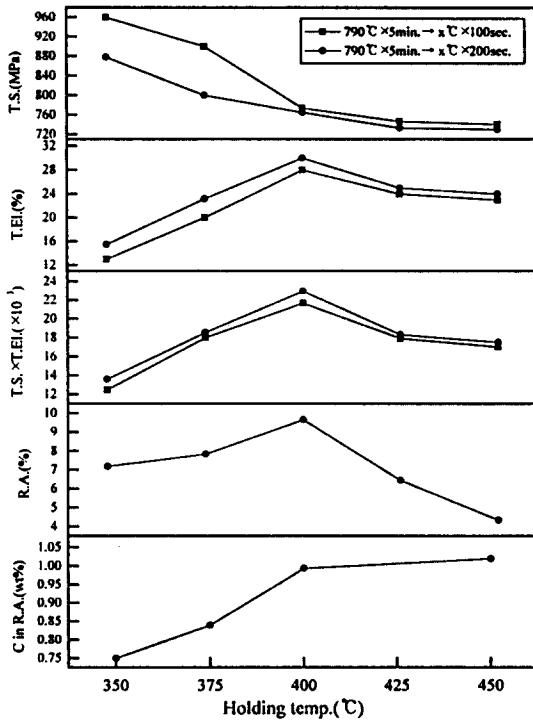


Fig.5 Variation of mechanical properties, retained austenite and C content in R.A. with holding temp. after intercritical annealing (T.S.:Tensile Strength, TEL.:Total Elongation R.A.:Retained Austenite, C:Carbon)

트는 페라이트입내에 침상형태(acicular type)로 고립되어 존재하는데, 이런 형태로 잔류오스테나이트가 존재할 때 인장강도(T.S.)×연신율(T.EL)이 가장 우수하다는 연구결과와 잘 일치하고 있다.¹⁶⁾ 그러나 변태처리 시간이 길수록 탄소가 과포화되어 잔류오스테나이트의 Ms점이 외부에서 어떠한 기계적 에너지를 가해도 변태되지 않는 Md점 이상이면 재료의 강도 향상을 기대하기 어렵고 또한 베이나이트가 증가되면서 여분의 탄소가 탄화물을 형성한다면 연신율 저하를 야기시킬 것으로 판단된다.

이상의 실험결과를 정리하면 베이나이트 변태처리 시간이 200초일 때 잔류오스테나이트의 양과 탄소의 농도가 각각 10%, 1%일 때 최대의 인장

강도(T.S.)×연신율(T.EL)을 얻을 수 있었고 이 조건에서 가장 높은 연신율을 얻을 수 있었다.

3.2. 베이나이트변태 처리온도의 영향

베이나이트변태 처리온도에 따른 기계적 성질을 평가하기 위해 2상영역 어닐링조건을 790°C, 5분으로 설정하고 앞절에서 평가한 베이나이트변태 처리시간의 영향을 고려하여 최적의 열처리 조건인 200초와 기계적 성질의 차이가 크지 않은 100초를 기준으로 하여 베이나이트 변태처리 온도를 조사하였다. 일반적으로 베이나이트 변태처리를 증가시키면 강도는 감소한다고 널리 알려져 있기 때문에 적정 열처리 온도의 설정이 필요하다. 따라서 기계적 성질의 측정은 베이나이트 변태 온도 350°C~450°C 범위에서 25°C씩 변화시키면서 측정하였다.

Fig. 5에서 측정된 값들을 보면 인장강도는 350°C에서 100초동안 열처리한 경우는 약 960MPa 이었고 200초동안 열처리한 경우는 약 880MPa이라는 큰 차이를 보였으나, 400°C에서는 200초의 경우 765MPa 이었으며 100초 보다 10MPa정도 적게 나타났다. 450°C에서는 두 개의 조건이 약 750MPa이라는 인장강도를 보이면서 강도는 큰 차이가 없었으며, 온도가 낮을 때보다 상당히 인장강도가 감소하였다. 연신율은 전반적으로 200초로 열처리한 경우 100초로 열처리한 경우보다 약 3%정도 향상되었다. 200초로 열처리한 경우 연신율은 350°C에서 16%이었으며 온도를 증가시킬 경우 400°C에서 최대값인 약 30%를 보이다가 450°C에서 24%로 감소하였다. 인장강도(T.S.)×연신율(T.EL)은 400°C에서 200초동안 열처리했을 때 23000MPa·%라는 최대값을 보였다. 따라서 베이나이트변태 어리온도는 400°C, 200초일 때가 최적의 열처리 조건이라는 것을 확인할 수 있었다.

잔류오스테나이트의 양은 200초동안 열처리한 경우 350°C에서 7%, 400°C에서 최대 10%를 보이다가 450°C에서 4.5%로 감소하였다. 연신율은 잔류오스테나이트 양과 전반적으로 비례하는 관계이었으나 450°C가 350°C보다 잔류오스테나이트 양과 전반적으로 비례하는 관계이었으나 450°C가 350°C보다 잔류오스테나이트의 양은 적지만 연신율과 인장강도(T.S.)×연신율(T.EL)이 더 큰값을 보였다. 그러나 강도는 잔류오스테나이트 양과 비례관계를 나타내지는 않았다. 잔류오스테나이트의 양

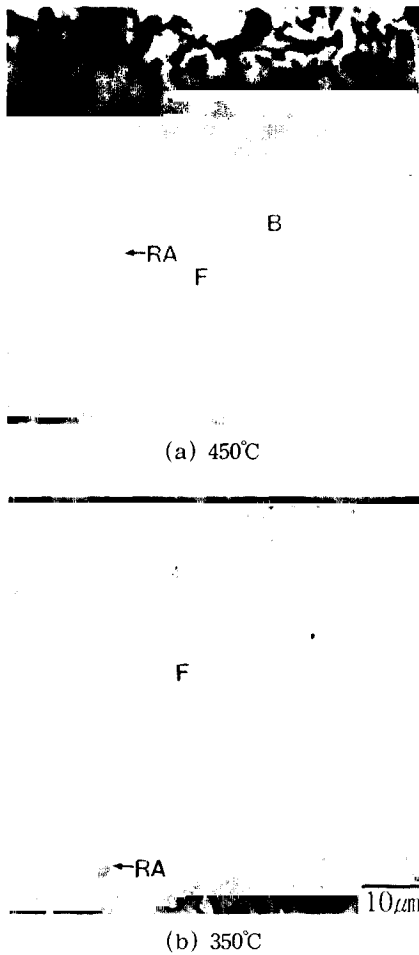


Fig. 6 Microstructure with holding temp. (790°C ×5min.→*°C ×200sec.)
(F: Ferrite, B: Bainite, R.A: Retained Austenite) (OM)

을 기계적 성질과 비교한다면 450°C에서 잔류오스테나이트 양은 350°C보다 적었지만 연신율은 높았다. 상반되는 결과이지만 이러한 결과에 영향을 미치는 것은 잔류오스테나이트 양뿐만 아니라 다른 제 2상에 의해서도 영향을 받는 것이라고 판단된다. 인장시험의 결과를 보면 450°C에서 인장강도가 낮은 것으로 보아 페라이트와 같은 연질의 상이 조대한 형태로 이루어져 연신율이 더 높은 것으로 생각되며, 350°C에서는 인장강도가 최대값을 보이고 연신율이 최소값을 보인 것은 침상(acicular)

형태의 페라이트와 경한 하부베이나이트 조직으로 있고, 2상영역에서 존재하는 오스테나이트중 많은 양이 화학적 자유에너지의 차이에 의해 마르텐사이트로 변태되었기 때문이라고 판단된다.

Fig. 5의 탄소농도 분포를 보면 베이나이트변태 처리온도가 증가할수록 탄소농도는 증가하여 450°C의 탄소농도가 350°C보다 높았다. 이것은 온도가 증가할수록 탄소의 활동도가 높아 오스테나이트 내부에 형성된 베이나이트로부터 인접 잔류오스테나이트로의 탄소의 확산이 활발하기 때문이다. 따라서 450°C가 비록 잔류오스테나이트 양은 적지만 상대적으로 안정되어 연신율에 기여한 것으로 생각된다. Fig. 4(b)의 400°C에서는 위에서 서술한 베이나이트 조직들이 잘 관찰되지 않았는데 이는 이 온도범위에서 Si와 같은 탄화물 억제 첨가원소가 탄화물의 석출을 억제하고 450°C보다 탄소의 활동도가 낮아 잔류오스테나이트의 양은 증가하지만 탄소의 농도는 감소한다고 해석할 수 있다.

일반적으로 베이나이트 변태온도는 제2상의 종류와 형태를 결정하게 되며 이 온도가 너무 낮으면 마르텐사이트가 생성되고 너무 높으면 펄라이트가 생성되어 잔류오스테나이트가 불안정하여 급격히 감소한다. Fig. 6의 광학현미경 조직을 보면 450°C에서 200초동안 열처리한 경우는 10~15μm의 페라이트 입계 주위에 350°C보다 조대한 잔류오스테나이트 및 베이나이트가 분포되어 있다. 450°C에서와 같이 펄라이트와 베이나이트가 동시에 형성되는 높은 온도에서는 펄라이트와 래스(lath)조직인 상부베이나이트를 구별하기는 매우 어렵다. 양조건에서 펄라이트와 시멘타이트층이 교대로 나타나며 상부베이나이트의 탄화물은 불연속적인 특성이 있지만 펄라이트의 시멘타이트 역시 끊어진 층상으로 나타날 수 있기 때문이다. 이것으로 볼 때 고온에서 변태한 시편은 펄라이트와 베이나이트가 공존하면서 탄화물의 생성이 증가할 것이다. 이는 탄소의 활동도가 높아 빠른시간내에 탄소의 이동이 일어나기 때문이다.¹⁶⁾ 350°C에서 200초동안 열처리한 조직사진을 보면 전반적으로 미세한 침상조직으로 이루어져 있다. 350°C 정도의 충분히 낮은 온도에서 생성되는 하부베이나이트

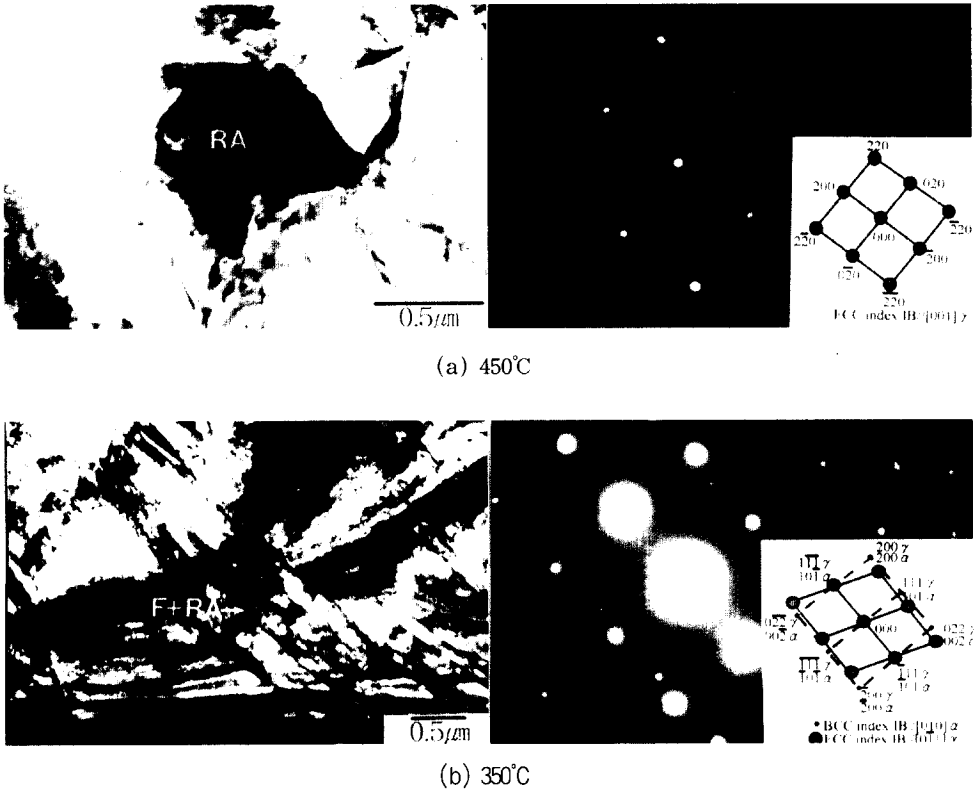


Fig.7 Microstructure with holding temp. (TEM) (790°C × 5min. → *°C × 200sec.)
(F.: Ferrite, R.A: Retained Austenite)

의 경우 현미경조직은 래스모양에서 판상모양으로 변하며 탄화물의 분산이 더욱 미세해 지고 있다. 이와 같이 Ms온도 근처에서는 탄소의 확산이 느리므로 계면에서의 반복된 시멘타이트의 석출로 인하여 오스테나이트내의 과잉탄소가 제거된다.¹⁶⁾ 이와같은 조건들은 잔류오스테나이트의 양과 탄소농도를 동시에 감소시킬 것이다.

Fig. 7의 TEM으로 관찰한 조직을 보면 450°C에서는 판상의 페라이트가 조대하게 형성되어 있고 잔류오스테나이트는 페라이트 입내에 고립형태로 존재하는 덩어리형태(bulk type)였다. 350°C에서는 잔류오스테나이트가 베이나이트 페라이트 및 마르텐사이트 래스 사이에 필름형태(film type)로 존재하였고 이것은 탄소의 활동도 차이에 의한 것이라고 볼 수 있다. 필름형태로 존재할 때 다른 형태보다 적은 양의 잔류오스테나이트가 존재하

로 인장강도는 높으나 연신율은 떨어진다고 알려져 있다.¹⁷⁾ 하지만 잔류오스테나이트의 양과의 관계는 일치하지 않았으나 기계적 성질은 본 실험의 결과와 잘 일치하였다. 이와 같은 이유는 잔류오스테나이트가 경한 베이나이트 페라이트에 고립되어 TRIP성을 유발하지 못하는 것으로 생각된다.

위에서 서술한 조직분석을 고찰해 볼 때 미세한 침상모양의 페라이트와 잔류오스테나이트의 필름형태(film type)는 인장강도를 증가시키나 연신율을 감소시키는 원인이지만 페라이트가 조대한 다각형 및 잔류오스테나이트가 덩어리형태(bulk type)로 구성된다면 연신율은 증가하나 강도가 저하된다고 판단된다.

이상의 실험결과를 정리하면 베이나이트 변태처리 온도는 400°C가 최적의 조건이었으며 100초 보

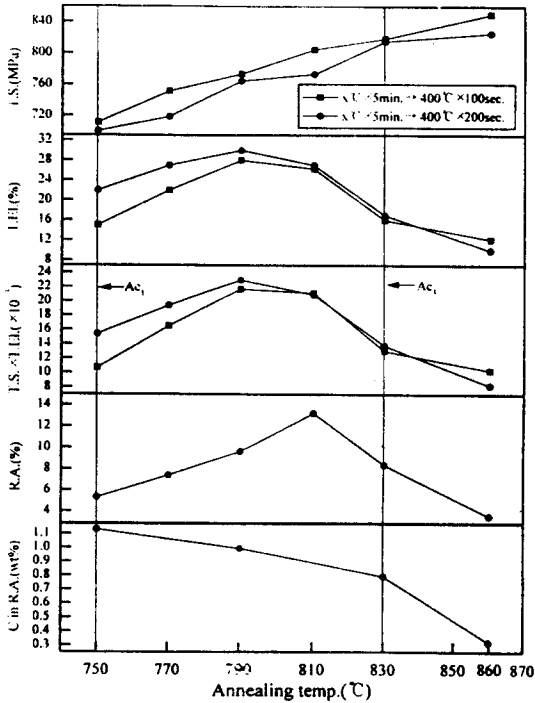


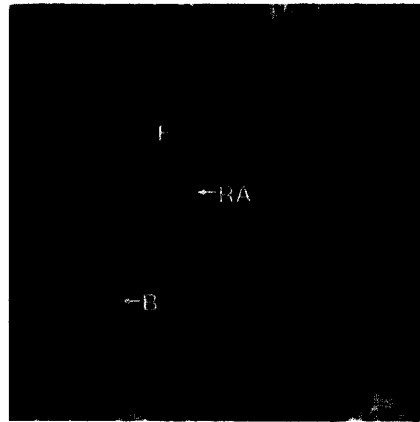
Fig.8 Variation of mechanical properties, retained austenite and C content in R.A. with annealing temp. (T.S.: Tensile Strength, T.EL.:Total Elongation R.A.: Retained Austenite, C:Carbon)

다 200초동안 변태처리 시간을 유지하였을 때 최적의 기계적 성질을 얻을 수 있었다.

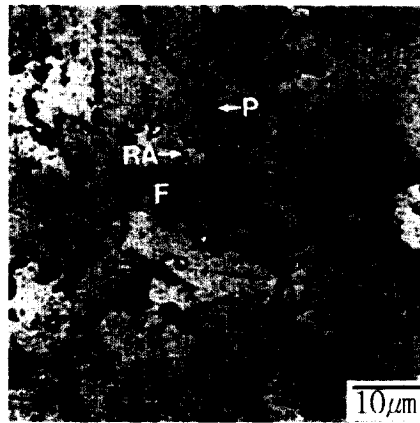
3.3. 2 상영역 어닐링 온도의 영향

2상영역 어닐링온도에 따른 기계적 성질을 평가하기 위해 앞 절에서구한 최적의 베이나이트변태 열처리 조건인 400°C, 200초와 기계적 특성의 차이가 크지 않은 100초를 기준으로 하여 2상영역 구간인 750°C~830°C에서 온도를 20°C씩 변화시켰고 Ac₃온도보다 30°C높은 단상영역에서 열처리한 후 베이나이트변태 열처리한 시편의 기계적 성질을 평가하였다. 어닐링 온도에 따른 기계적 성질 및 산류오스테나이트의 양과 탄소농도를 Fig. 8에 나타내었다.

어닐링 온도가 증가할수록 인장강도는 선형적으



(a) 830°C



(b) 750°C

로 증가하는 경향을 보였다. 830°C에서의 인장강도 값은 200초의 경우 815MPa이었고 750°C보다 120MPa정도 높았다. 100초동안 베이나이트변태 열처리 한 시편의 인장강도는 200초 동안 베이나이트변태 열처리한 시편보다 약 25MPa정도 높은 값을 보였다. 연신을 변화는 온도가 증가할 경우 연신율이 증가하다가 감소하는 경향을 보였으며 790°C~810°C에서 높은 값을 나타내었다. 830°C와 750°C연신율의 차이는 5%정도이었고 200초동안 베이나이트 변태처리한 시편이 더 높은 값을 보였다. 오스테나이트 단상영역 어닐링 온도인 860°C에선 연신율이 급격히 감소하였고 200초동안 베이나이트 변태처리한 연신율이 100초보다 작은 값을 보였다. 어닐링 온도에 따른 인장강도(T.S.)

×연신율(T.E.L.)의 변화는 연신율의 변화와 유사한 거동을 나타내었다. 790°C에서 최대 23000MPa·%을 보였고 200초동안 열처리한 경우가 100초보다 더 높은 값을 보였다. 잔류오스테나이트 양의 변화는 연신율과 인장강도(T.S.)×연신율(T.E.L.) 변화와 유사한 경향을 보이고 있어 잔류오스테나이트의 양이 일차적으로 연신율에 영향을 미쳤다고 볼 수 있었다. 어닐링 온도에 따른 잔류오스테나이트 양은 11%의 큰 차이를 보였으며 800°C에서 16%라는 최대값을 보였다.

Fig. 9는 2상영역 어닐링온도에 따른 시편의 미세조직 변화를 광학현미경으로 관찰한 것이다. 750°C에서 어닐링된 경우는 펄라이트가 가열되면서 용해되는 과정의 중간 생성물인 미세한 형태의 탄화물이 존재하는 것을 알 수 있다. 이는 750°C의 어닐링온도가 A_{c1} 온도 근처로서 탄화물이 용해되어 생긴 탄소를 고용할 수 있을 만큼 오스테나이트의 부피분율이 많지 않은 것에 우선적으로 기인한다고 볼 수 있다. 어닐링온도가 790°C로 증가하면 잔존된 탄화물이 용해되고 A_{c1} 온도 근처인 830°C에서는 모든 상이 오스테나이트로 변태되지만 탄소의 양이 한정되어 있어 상대적으로 불안정한 오스테나이트가 베이나이트 변태처리시 베아나이트로 많은 부분이 변태된다. 이러한 베이나이트 부피분율의 증가와 상대적으로 불안정하게 잔류하는 오스테나이트가 강도를 현저히 증가시킨다고 볼 수 있다.

광학현미경의 조직관찰 결과로부터 어닐링온도가 기계적 성질에 미치는 영향을 다음과 같이 설명할 수 있다. 어닐링온도가 증가하면 인장강도가 증가하는데 이는 어닐링온도가 증가할수록 가열 직후에 형성되는 오스테나이트의 양이 증가하고 그 결과 최종조직에 경질인 베이나이트의 부피분율이 증가하기 때문으로 생각되며, 어닐링온도가 낮은 경우에는 미용해된 펄라이트나 탄화물이 존재할 수 있다. 그러나 강도에 대한 기여는 주로 베이나이트 양의 변화에 크게 영향을 받는 것으로 판단된다. 잔류오스테나이트 양의 변화는 810°C에서 최대값을 얻을 수 있었으며 인장강도(T.S.)×연신율(T.E.L.)은 790°C에서 최대로 나타났다. 이는 790°C일 때 잔류오스테나이트가 최적의 양과 안정도

를 유지하기 때문이라고 생각된다. 또한 830°C는 750°C보다 잔류오스테나이트 양은 많지만 연신율은 더 낮은 값을 보였다. 이것은 경질의 베이나이트 양이 많고 어닐링 온도가 증가할수록 오스테나이트가 함유할 수 있는 탄소의 농도가 감소함으로써 750°C의 잔류오스테나이트 보다 불안정하여 초기의 변형시 경질의 상인 마르텐사이트로 변태되어 잔류오스테나이트가 연신율에 기여하지 못한 것으로 판단된다. 830°C에서 최대 인장강도 값을 보인 것은 Fig. 8에서 알 수 있듯이 탄소의 농도가 감소되어 잔류오스테나이트가 불안정하여 쉽게 마르텐사이트로 변태되어 강도를 증가시켰다고 해석할 수 있으나, 그 양이 최대값과 큰 차이를 보이고 있어 잔류오스테나이트에 의한 강도향상이라고 볼 수는 없다. 따라서 미세 조직을 관찰한 결과를 볼 때 다른 시편보다 미세한 침상조직의 페라이트와 다량의 베이나이트가 강도향상에 기여한것이라고 판단된다. 750°C에서는 잔류오스테나이트 양이 극히 적었다. 이는 A_{c1} 온도 근처에서 어닐링할 경우 오스테나이트의 평형상 조직이 적어 잔류하는 오스테나이트 양도 적어지기 때문이다. 그러나 다른 어닐링온도 보다 탄소의 농도가 높기 때문에 안정화되어 있어 시편의 기계적 성질을 향상시킬 것이라고 생각되었지만, 탄소의 농도가 상대적으로 높아 잔류오스테나이트가 너무 안정되어 있어 외부에서 가해준 기계적 에너지에 의해 TRIP성을 발생하지 못하여 강도와 연성의 향상에 기여하지 못하였다고 판단된다.

이상의 실험결과를 정리하면 잔류오스테나이트 양이 최대로 되는 어닐링온도를 선택하는 것이 매우 중요하였고 ($A_{c1}+A_{c3}$)/2(°C)의 온도가 최적의 조건임을 알 수 있다.

4. 결론

0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.028Al을 함유한 냉연강판으로부터 2상영역 어닐링 및 베이나이트변태처리를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 베이나이트 변태처리 시간에 따른 기계적 성질은 시간이 증가할수록 인장강도는 감소하였지만

연신율은 증가하다가 감소하였다. 강도(MPa)×연성(%)값이 400°C에서 200초동안 변태처리 하였을 경우 23000MPa·%라는 최대의 에너지 값을 보였다.

2. 베이나이트 변태온도는 제 2상의 종류와 양에 많은 영향을 미치며, 이때 기계적 성질 향상을 위한 베이나이트 변태 온도는 400°C로 나타났다.

3. 2상영역 어닐링온도는 최적의 잔류오스테나이트의 양과 안정도를 결정할 수 있는 인자였으며 2상영역 어닐링온도중 790°C가 잔류오스테나이트에 의한 기계적 성질을 개선할 수 있는 최적의 온도 조건이었다.

4. 최적의 기계적 성질을 확보하기 위해 잔류오스테나이트 내부의 적정 탄소량과 탄화물 형성의 억제가 요구되었으나, 보다 높은 T.S.×T.E1.을 얻기 위해서 베이나이트 상의 조직제어도 필요한 것으로 나타났다.

7. 후 기

본 연구는 1996년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행된 결과의 일부이며, 이에 감사드립니다.

8. 참고문헌

- [1] 자동차 경량화 특집, "알루미늄 합금의 성형 가공 (I) 자동차 경량화와 프레스 가공기술(II)" : 프레스기술, vol.29, no.2, (1991), pp.17-79, no.4, pp.17-64.
- [2] G.R. Speich, V.A. Demarest, R.S. Miller: Metall Trans., A, vol.12A, (1981, 8) pp.161-180
- [3] J.J. Yi, K.J. Yu, S.J. Kim: Metall. Trans., A, vol.14A, (1983, 7), pp.1497-1503
- [4] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. ISIJ., vol.27, (1987), pp.570-579
- [5] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Scripta Metall., vol.21, (1987), pp.1301-1306
- [6] H.C. Chen, H. Era and M. Shimizu: Metall Trans., A, vol.20A, (1989, 3), PP.437-444
- [7] V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Busch: Transaction of the ASM, vol.60, (1967), pp.252-259
- [8] W.C. Jeong, D.K. Matlock, G. Krauss: Materials Sci. and Eng., A165, (1993), pp.1-8
- [9] R.L. Miller: Trans. of ASM., vol.57, (1964), pp.892-899
- [10] B.D. Cullity: Elements of X-ray Diffraction, 2nd. edition, Addison-Wesley, Publishing Company, Inc., 1978, pp.411
- [11] I. Tsukatani, S. Hashimoto, T. Inoue: ISIJ. International, vol.31, (1991), pp.992-1000
- [12] R.F. Hehemann, K.R. Kinsman, H. I. Aaronson: Metall. Trans., vol.3, (1972), pp.1077-1094
- [13] H.K.D.H. Bhadeshia, D.V. Edmonds: Acta Metall., vol.28, (1980), pp.1265-1273
- [14] Y. Sakuma, O. Matsumura, H. Takechi: Metall Trans. A, vol.23A, (1991), pp.489-498
- [15] K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, S. Hashimoto: ISIJ. international, vol.32, no.12, (1992), pp.1311-1318
- [16] 한준희 외.: 철강 열처리의 기본원리, 반도출판사, (1995), pp.39-71
- [17] K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi, H. Shirasawa: ISIJ. international, vol.33, no.7, (1993), pp.775-782