

TRIP형 복합조직강판의 기계적특성에 미치는 열처리 방법

李相勳 · 李英堯 · 金龍成 · 朴現錫

성균관대학교 공과대학 금속공학과

The Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of TRIP-Aided Dual Phase Steel

S. H. Lee, Y. S. Lee, Y. S. Kim and H. S. Park

Dept. of Metall. Eng., Sung kyun kwan Univ., Suwon, 440-746

ABSTRACT

The formation processes of the retained austenite(γ_R) in SHCP100 steel sheets were investigated in order to improve the transformation induced plasticity(TRIP) effect of γ_R . An excellent combination of elongation about 23% and high strength over 830 MPa was achieved by processing of intercritical annealing and isothermal holding. The mechanical properties of TRIP-aided dual phase steel was found to depend on the volume ratio of each phase and the volume fraction of γ_R . It was also noted that the proper mechanical stability of γ_R improved the mechanical properties. In this work, the best balance of strength-ductility was obtained by holding the steel at 420°C for 500sec. after annealing at 730°C for 300 sec.

1. 서 론

최근 자동차업계의 연구추세는 성능이 우수한 고연비 엔진의 개발과 안전도와 차체 경량화가 큰 자동차의 개발에 비중을 두고 있다. 차체 경량화는 최근 논란의 대상이 되고 있는 지구온난화의 억제와 연비향상에 직결되는 문제로서 차체 경량화를 위한 적정 재료로 가격 면에서나 주행 안전성 면에서 볼 때, 알루미늄 합금이나 FRP 보다는 고장력강판의 사용이 가장 유리하다고 보고되고 있다¹⁾.

자동차용 재료 설계상 강판의 강도가 증가할수록 소요되는 강판의 양은 감소하게 되어 차체 경량화가 이루어진다. 그러나 일반적으로 강판의 강도 증가는 연성을 감소시키는 결과를 초래하며, 이에 따라 기존

의 고장력강판 중 인장강도가 780MPa 이상인 초고강도강판의 연신율은 20% 이하의 낮은 값을 가진다. 따라서 초고강도강판은 복잡한 형태나 가공도가 커야 할 부품에는 사용이 곤란하여 자동차용 재료로서 초고강도강판의 사용에 많은 제약이 따르고, 이로 인하여 고장력강판의 사용을 통한 차체 경량화는 그 한계점에 다다른 실정이다. 따라서 자동차 업계에서는 보다 우수한 연성을 가지는 초고강도강판을 요구하고 있으며, 이에 부응하기 위한 최근의 연구는 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태 하면서 야기되는 가소성(可塑性)에 의하여 연신율이 급상승하는 변태유기소성(transformation induced plasticity, TRIP) 현상²⁾을 이용한 초고강도강판의 개발에 있다.

TRIP형 복합조직강판의 기계적 특성은 강 중에 포함된 각 상(相)들간의 부피비와 잔류오스테나이트의 부피분율, 탄소농도, 크기, 분포형태 등의 조직인자에 크게 영향을 받고 있어, 각 상들간의 적절한 부피비를 유지하면서 적당한 탄소량 및 크기를 가진 잔류오스테나이트를 가능한 한 다량으로 분포시키기 위한 연구가 진행되고 있으며, 이를 위해 주로 합금 성분 및 열처리조건을 달리하여 최상의 인장강도×연신을 값을 얻기 위한 실험이 이루어지고 있다³⁻⁶⁾.

그러나, TRIP형 복합조직강판을 자동차용 재료로서 사용하기 위해서는 강도, 연신율 등의 기계적 특성 이외에도 용접성, 내충격성, 내부식성 등을 모두 고려하여야 하며, 이를 위한 보다 종합적인 합금설계와 제조조건 설정이 요구된다. 특히, 지금까지의 TRIP형 복합조직강판에 대한 연구는 C 및 Si의 함유량이 높아서 용접성 등이 문제점으로 지적되어 오고 있다.

따라서 본 연구에서는 용접성, 내충격성, 내부식성 등이 우수한 기존의 고강도 저합금강(SHCP100)을 그대로 적용하였으며, 여기에 우수한 인장강도×연신을 값을 부여하기 위한 최적조건에서의 이상(二相)영역 어닐링 및 항온열처리를 통하여 TRIP형 복합조직강판을 제조하였다. 이 때 열처리조건으로는 이상영역 어닐링온도와 베이나이트 변태처리 온도 및 시간을 주요인자로 하였다.

2. 실험방법

시료재는 SUMITOMO 금속공업에서 용해 제조된 고강도 저합금 냉연강판(SHCP100)으로, 두께가 1.0mm되는 시료의 화학조성은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of specimen.

Element	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Ni	Cr	Fe
wt%	0.15	2.63	0.06	0.007	0.001	0.042	0.019	0.024	0.020	bal.

냉연강판으로부터 채취된 인장시편과 미세조직 관

찰용 시편은 조직의 표준화를 위하여 900℃에서 10분 동안 노르말라이징 열처리되었으며, 열처리조건에 따른 기계적 특성의 변화를 조사하기 위하여 이상영역 어닐링 온도와 베이나이트 변태처리 온도 및 시간을 각각 변화시켰다. Fig. 1은 대략적인 열처리 과정을 나타내고 있다.

인장시험은 만능시험기(ZWICK 1485, 25 ton)를 사용하였고, 각각의 열처리조건에 대하여 3회 이상 반복 시험하였다. 이 때 변형속도는 10mm/min의 일정한 cross-head speed로 시험하였다.

열처리조건에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 광학현미경(OLYMPUS PME3)을 사용하였다. 이 때 시편은 기계적 연마를 한 뒤 연마 중에 생성될 수 있는 변형유기상을 제거하기 위해 acetic acid에 perchloric acid를 20% 혼합한 전해액에서 전해연마한 후 S. Bando 등⁸⁾에 의하여 개발된 tint etching법에 따라 시편을 에칭한 다음 미세조직을 관찰하였다. 또한 열처리조건에 따른 미세조직의 변화를 확인하기 위하여 투과전자현미경(PHILIPS CM30)을 사용하였다.

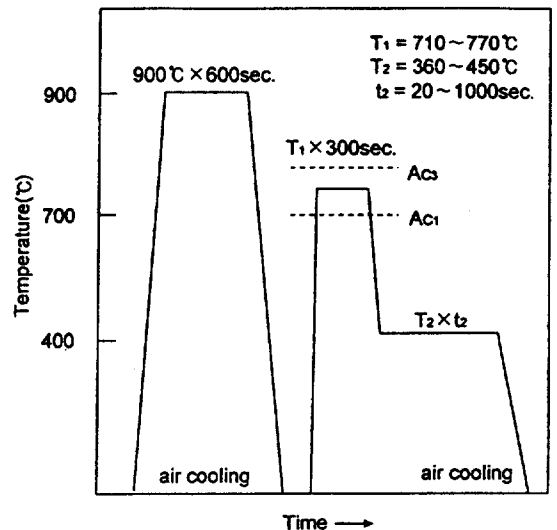


Fig. 1 Schematic diagram showing heat treatment cycle

각 상의 부피분율은 point-counting법⁹⁾과 X-선 회절법¹⁰⁾을 이용하여 측정하였다. 우선 푸른색으로 에칭된 조직은 페라이트로, 갈색은 베이나이트로 그리고 노란색은 잔류오스테나이트 및 마르텐사이트로 구분한 후 10×10 grid를 이용하여 각각의 부피분율을 측정하였다. 그 후 X-선 회절기(MacScience M18XHF-SRA)를 사용하여 노란색으로 에칭된 잔류오스테나이트와 마르텐사이트 각각의 부피분율을 측정하였다. 이 때 잔류오스테나이트의 {220}, {311}면 피크와 페라이트의 {211}면 피크의 적분강도를 면적계산 프로그램으로 계산한 후 다음 식¹⁰⁾으로부터 잔류오스테나이트의 부피분율을 측정하였다.

$$V_{\gamma} = \frac{(R_{\alpha}/R_{\gamma})I_{\gamma}}{I_{\alpha} + (R_{\alpha}/R_{\gamma})I_{\gamma}} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}}$$

$$R = \frac{1}{\sqrt{2}} F^2 P(L) e^{-2M}$$

V_{γ} : 잔류오스테나이트의 부피분율

I_{γ} : {220} $_{\gamma}$, {311} $_{\gamma}$ 피크의 적분강도 평균값

I_{α} : {211} $_{\alpha}$ 피크의 적분강도

V : 단위격자의 부피

F : 구조인자

P : 다중인자

L : Lorentz 편광인자

e^{-2M} : 온도인자

3. 실험결과 및 고찰

3.1 이상영역 어닐링온도의 영향

Fig. 2는 710~770℃ 이상영역 어닐링온도에서 5분간 유지한 후 실험을 통하여 조직상으로 관찰된 베이나이트 변태구간에서 열처리한 시편의 인장특성의 변화를 나타낸 것이다. 이 때 베이나이트 변태처리 온도와 시간은 각각의 이상영역 어닐링온도에서 최고의 인장강도×연신율 값을 나타내는 조건으로 하였다.

어닐링온도가 상승할수록 인장강도는 증가하는 경

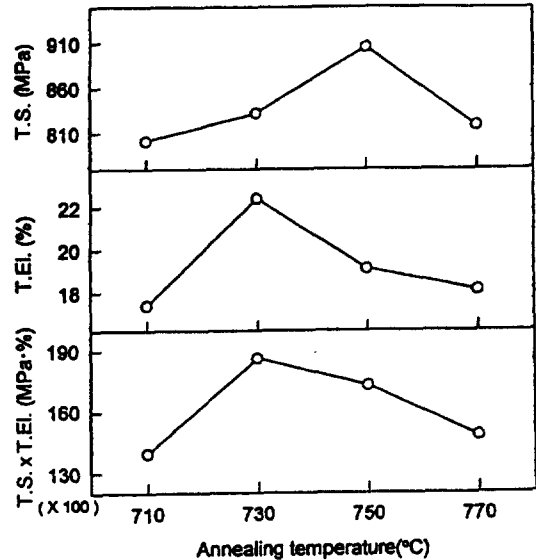


Fig. 2 Effect of annealing temperature on the room temperature tensile properties of the cold rolled sheet steels annealed at 710℃~770℃ for 300 sec. followed by an isothermal holding at an optimum condition.

향을 나타내며 750℃에서 최고값을 보인 후 감소하였고, 연신율은 730℃에서 최고값을 보인 후 감소하는 경향을 나타내었다. 이로부터 인장강도×연신율의 값은 730℃에서 최고값을 나타내었다.

변태유기소성 현상은 가공시 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하면서 야기되는 가공경화를 증가와 void형성 억제 등으로 연성의 증가가 일어나는 것으로, 변태유기소성은 잔류오스테나이트가 연질인 페라이트 주위에 다량으로 분포했을 때 쉽게 일어난다. 또한 적당한 안정도를 갖는 잔류오스테나이트를 얻기 위하여 베이나이트 변태로 인한 잔류오스테나이트로의 탄소농축이 요구된다³⁾⁻⁶⁾. 따라서 TRIP형 복합조직강판은 페라이트기지에 잔류오스테나이트와 베이나이트가 제2상으로 존재하게 되며, 이들 각 상은 어닐링온도에 따라 인장특성에 영향을 미치게 된다.

Fig. 3은 어닐링온도에 따른 미세조직의 변화를 광학현미경으로 관찰하고 이로부터 point counting법과 X-선 회절법을 이용하여 각 상의 부피분율을 측

정한 결과이며, Fig. 4는 어닐링온도에 따른 X-선 회절실험 결과이다.

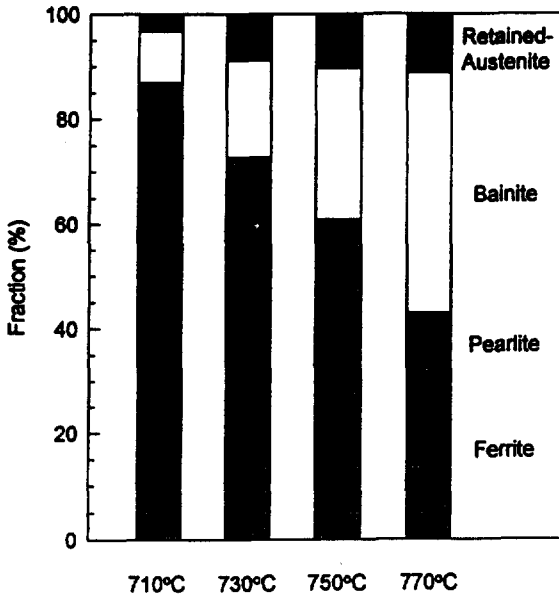


Fig. 3 Changes in microstructure fractions of the specimens with the largest strength-ductility balance with annealing temperature.

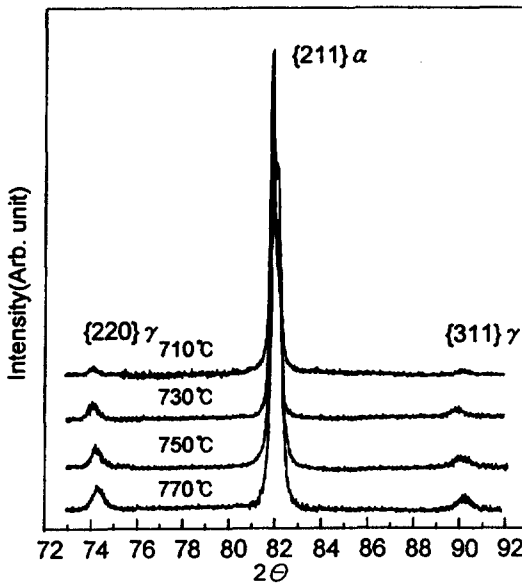


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the cold rolled sheet steels annealed at 710°C~770°C for 300 sec. followed by an isothermal holding at an optimum condition.

어닐링온도가 상승할수록 페라이트의 부피분율은 감소하였고, 상대적으로 배이나이트의 부피분율은 증가하였으며, 710°C에서 3% 정도의 낮은 부피분율을 보인 잔류오스테나이트는 그 이상의 온도에서 10% 정도로 유지되었다. 이와 같은 결과는 어닐링온도가 710°C일 경우 A_{c1} 온도와 거의 같으므로 어닐링시 오스테나이트 변태량이 대단히 적은 관계로, 배이나이트 변태를 가능한 한 억제하더라도 결국 잔류하는 오스테나이트의 양은 적을 수밖에 없기 때문으로 생각된다. 그리고 어닐링온도가 상승하면 어닐링시 오스테나이트 변태량이 증가하게 되고, 따라서 오스테나이트 중의 탄소농도는 그만큼 감소하게 되어 상온에서 오스테나이트를 잔류시키기 위한 배이나이트 변태가 일어나게 된다. 이는 일부 오스테나이트가 배이나이트로 변태 하면서 탄소들이 아직 잔존하는 오스테나이트로 농축되어 이에 따른 탄소농도의 증가가 M_s 점을 상온 이하로 하강시키기 때문이며³⁾, 어닐링시 오스테나이트의 양이 많을수록 배이나이트 변태량이 증가한다. 결국 어닐링온도의 상승은 배이나이트의 부피분율을 증가시키게 되며, 잔류하는 오스테나이트의 부피분율은 어느 임계값을 갖게 되는 것이다.

또한 마르텐사이트는 point counting법과 X-선 회절법을 통한 부피분율의 비교에서 거의 존재하지 않음을 확인하였으며, 어닐링온도가 770°C일 경우 배이나이트 외에 펄라이트가 존재하는 것으로 나타났다. 이는 770°C의 경우 어닐링온도에서 페라이트의 부피분율 감소로 인하여 오스테나이트의 탄소농도가 낮아져 상부임계냉각속도가 매우 커지고 이에 따라 배이나이트 변태가 일어나기 전에 펄라이트 변태가 일부 발생한데 기인하는 것으로 생각된다.

인장강도와 연신율에 영향을 주는 미세조직의 인자로는 존재하는 상(相)의 종류와 각 상의 부피비 그리고 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도이다. 우선 각 상의 부피비의 경우 어닐링온도가 상승할수록 가열 직후에 형성되는 오스테나이트의 양이 증가하여 연질인 페라이트는 점차 감소하게 되고, 반면 경질인 제2상은 증가하게 되므로 인장강도는 증가하고 연신

율은 감소하는 경향이 생긴다. 또한 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도의 경우 그 값이 클수록 변태유기소성 현상이 효과적으로 일어나게 되어^{3)~6)} 보다 높은 인장강도와 연신율을 얻을 수 있는데, 이 때 어닐링온도가 상승하면 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가하고 인장강도와 연신율의 증가가 예상되나, 한편으로는 잔류오스테나이트의 안정도가 감소하여 TRIP형 복합조직강판의 인장특성에 또 다른 영향을 주게 된다. 이는 어닐링온도의 증가에 따라 베이나이트의 부피분율이 현저히 증가하는데 기인하는 것으로 오스테나이트가 상온에서 잔류하기 위하여 생성시키는 베이나이트는 페라이트에 비하여 보다 많은 탄소를 함유하므로 잔류오스테나이트로 농축되는 탄소의 양은 상대적으로 줄어들 것이며, 결국 잔류오스테나이트는 보다 높은 Ms 온도를 갖게 되어 그 만큼 안정도는 감소하기 때문이다. 특히 어닐링온도가 770℃ 일 경우 펄라이트 변태의 발생으로 인하여 잔류오스테나이트 중의 탄소농도가 급격히 감소할 것이므로 잔류오스테나이트의 안정도는 매우 낮은 값을 보이게 된다. 따라서 어닐링온도의 상승에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율 증가로 높아진 인장강도와 연신율은 잔류오스테나이트의 안정도 감소로 인하여 그 정도가 점차 반감될 것이며, 이와 같은 예상은 어닐링온도에 따른 인장특성의 변화거동과 잘 일치하고 있다.

Fig. 2에서 인장강도는 770℃를 제외하고 어닐링온도의 상승과 함께 증가하는 영향을 보였으며, 연신율은 710℃를 제외하고 감소하는 경향을 보였다. 즉, 어닐링온도 증가에 따른 베이나이트 및 잔류오스테나이트 부피분율의 증가로 인장강도가 증가하였고, 베이나이트 부피분율의 증가 및 잔류오스테나이트의 안정도 저하가 연신율의 감소로 작용한 것으로 생각된다. 이 때 어닐링온도가 지나치게 높을 경우 잔류오스테나이트의 안정도가 매우 낮아서, 어닐링온도가 지나치게 낮을 경우 잔류오스테나이트의 부피분율이 매우 작아서 예외적인 결과가 나타난 것이다. 즉, 어닐링온도가 770℃일 경우 제2상이 가장 많음에도

불구하고 페라이트의 발생 및 잔류오스테나이트의 낮은 안정도로 인하여 변태유기소성 현상이 효과적으로 일어나지 못한다에 기인한 인장강도의 감소가 나타나는 것으로 생각된다. 여기에 한가지 더 생각해 보아야 할 점은 잔류오스테나이트와 베이나이트와의 부피비 관계인데, 지나치게 베이나이트의 양이 많을 경우 잔류오스테나이트가 페라이트 보다는 베이나이트로 둘러싸이게 되어 마찬가지로 변태유기소성 현상이 효과적으로 일어나지 못하게 된다. 즉, 잔류오스테나이트가 연질인 페라이트로 둘러싸여 있을 때, 변형 중 페라이트 변형으로 인한 잔류오스테나이트와의 계면에서 전위집적에 의하여 변형유기변태가 가능한데⁷⁾, 경질인 베이나이트가 주위에 있으면 잔류오스테나이트의 변태에 필요한 응력이 제대로 전달되지 못하여 변형유기변태는 일어나지 못하게 되기 때문이다. 따라서 어닐링온도가 높아 베이나이트의 양이 많은 경우 변태유기소성으로 인한 강도 및 연성의 향상은 기대하기 어렵게 된다. 한편, 어닐링온도가 710℃일 경우 연질인 페라이트의 양이 많고 잔류오스테나이트의 안정도가 کم에도 불구하고 잔류할 수 있는 오스테나이트의 양이 너무 적어, 변태유기소성이 거의 일어나지 못한다에 기인한 낮은 연신율이 나타나는 것으로 생각된다.

이상을 종합해 보면, 잔류오스테나이트가 페라이트 주위에 적당한 양으로 존재하면서 베이나이트의 부피분율이 작을수록 최상의 인장강도×연신율 값을 나타내는 것으로 판단되며, 본 연구에서는 730℃가 최적의 어닐링온도임을 확인하였다.

3.2 베이나이트 변태처리 온도 및 시간의 영향

Fig. 5는 730℃의 이상영역 어닐링온도에서 5분간 유지한 후 360~450℃의 온도에서 20~1000초 동안 베이나이트 변태처리한 시편의 인장특성의변화를 나타낸 것이다.

450℃에서 변태처리한 시편을 제외하고는 변태처리 시간이 증가할수록 인장강도는 감소하는 경향을 보이며 500초 이상에서는 다소 증가하는 경향을 나

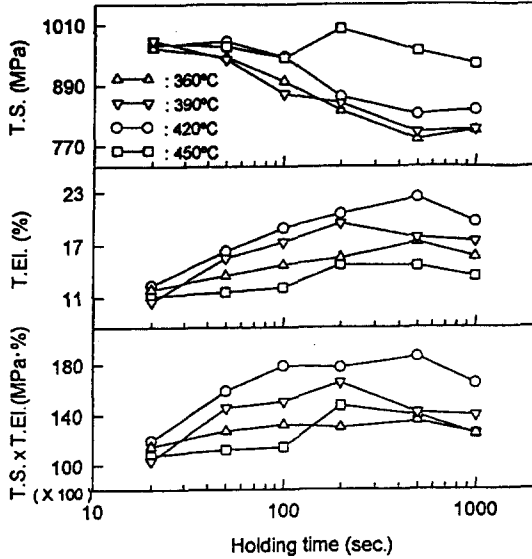


Fig. 5 Effect of isothermal holding time and holding temperature after annealing at 730°C for 300 sec. on the room temperature tensile properties.

타냈고, 변태처리 온도가 높을수록 인장강도는 증가하는 경향을 나타내었다. 한편, 연신율은 변태처리 시간이 증가할수록 증가하는 경향을 보이나 약 200~500초 영역에서 최고값을 보인 후 감소하였다. 이때 변태처리 온도가 높을수록 연신율은 증가하는 경향을 나타내며 420°C에서 최고값을 보인 후 급격히 감소하여 450°C에서는 최소값을 나타내었다. 이 결과로부터 인장강도 × 연신율의 최고값은 변태처리 온도가 420°C이고 변태처리 시간이 500초일 때 얻을 수 있었다.

Fig. 6은 베이나이트 변태처리 조건에 따른 잔류오스테나이트 부피분율의 변화를 나타낸 것으로서, 450°C에서 변태처리한 시편에서 변태처리 시간이 증가할수록 점차 감소하는 것을 제외하고는 변태처리 시간이 증가할수록 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가하고 100초 정도에서 최고값을 보인 후 감소하는 경향을 나타내었다. 이때 변태처리 온도가 높을수록 보다 많은 잔류오스테나이트를 얻을 수 있었으나, 450°C의 경우는 예외적으로 매우 낮았으며, 이

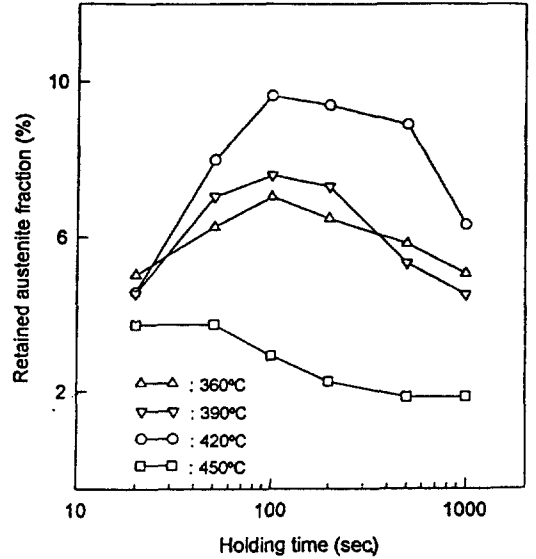


Fig. 6 Changes in retained austenite fraction with isothermal holding time and holding temperature.

러한 예외적인 결과의 원인은 Fig. 7을 통하여 알 수 있었다.

Fig. 7은 730°C에서 어닐링한 시편을 각각의 베이나이트 변태처리 온도에서 최상의 인장강도 × 연신율 값을 보이는 변태 시간으로 베이나이트 변태시킨 시편의 광학현미경 미세조직이다. Fig. 7(a), (b), (c)의 경우 베이나이트 변태처리 온도가 증가할수록 다소 베이나이트의 양이 감소하고 잔류오스테나이트의 양이 증가하는 것으로 보이나 그 정도는 미미하였다. 그러나 Fig. 7(d)의 경우 조직 전반에 걸쳐 펄라이트 조직이 관찰되었으며, 베이나이트와 잔류오스테나이트의 양이 현저히 감소하였음을 알 수 있었다. 이는 450°C의 온도에서 항온 변태 시킬 때 베이나이트 변태뿐 아니라 펄라이트 변태도 발생했다는 것을 의미하며, 따라서 730°C에서 어닐링한 시편의 순수 베이나이트를 얻기 위한 상한온도는 약 450°C 정도 근처일 것으로 생각된다. 그러므로 잔류오스테나이트의 부피분율이 450°C의 경우 예외적으로 낮게 나타난 것은 펄라이트 변태로 인하여 오스테나이트 중의 탄소농축이 그만큼 적어지게 되고, 이에 따라 잔류할

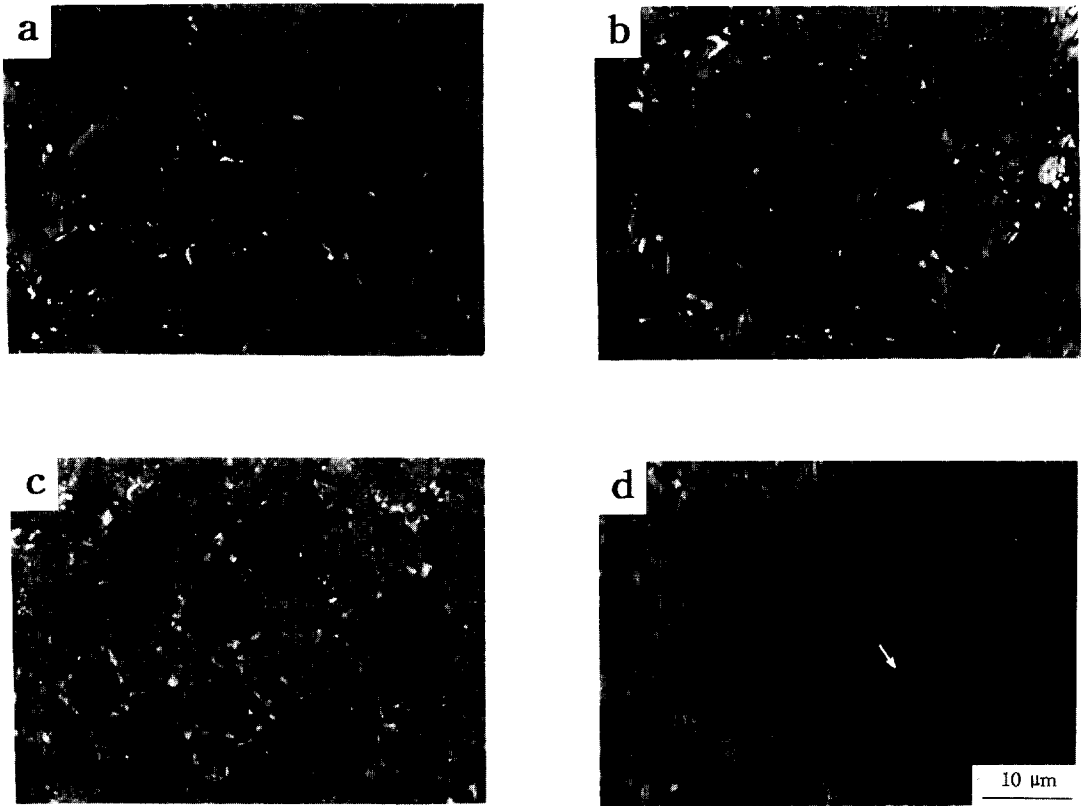


Fig. 7 Optical micrographs of the specimens with the largest strength-ductility balance isothermally held at the following temperature after annealing at 730°C for 300 sec.

: (a) 360°C, (b) 390°C, (c) 420°C, (d) 450°C.

(blue : ferrite, brown : bainite, yellow : austenite, arrow : pearlite)

수 있는 오스테나이트의 양이 줄어들기 때문으로 생각된다. 한편 450°C를 제외한 베이나이트 변태처리 온도에서 변태 온도가 증가할수록 잔류오스테나이트는 보다 많이 형성되었으며, 이는 변태 온도가 높을수록 베이나이트 변태에서의 탄화물 생성이 억제되고 이로 인하여 오스테나이트가 보다 많은 탄소를 고용할 수 있어¹¹⁾ 결국 적은 시간의 베이나이트 변태처리에서도 오스테나이트의 M_s점이 상온 이하로 떨어져 잔류오스테나이트를 보다 많이 얻을 수 있기 때문이다.

이상의 베이나이트 변태처리 온도에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율 변화는 곧 인장특성의 변화에 영향을 미치는데, 펄라이트 변태가 일어나는 450°C

를 제외하고 베이나이트 변태처리 온도가 증가할수록 보다 많은 잔류오스테나이트 부피분율로 인한 효과적인 변태유기소성 현상으로 강도와 연성이 모두 향상되는 결과를 보였다. 그리고 450°C의 경우 낮은 잔류오스테나이트의 부피분율로 인하여 연신율은 가장 낮은 값을 보였으며, 반면에 인장강도는 잔류오스테나이트의 부피분율에 관계없이 높은 값을 나타냈는데, 이는 고강도 저합금강의 특징인 미세한 펄라이트로 인한 강화효과에 기인한 것으로 생각된다.

한편, 베이나이트 변태처리 시간 또한 인장특성 및 잔류오스테나이트의 부피분율 변화에 큰 영향을 미쳤다.

Fig. 8은 730°C에서 어닐링한 후 420°C에서 베이

나이트 변태처리한 시편의 변태 시간에 따른 TEM 관찰 결과이다. 이들 TEM 관찰에서 알 수 있듯이 베이나이트 변태처리 시간이 20초로 매우 짧은 경우 Fig. 8(a)에서 처럼 잔류오스테나이트가 아닌 마르

텐사이트가 존재하였으며, 변태처리 시간이 200초일 때 비로소 잔류오스테나이트가 주위의 베이나이트와 함께 존재하는 것을 알 수 있었다.(Fig. 8(c))

결국 변태처리 시간이 짧은 경우 베이나이트 변태

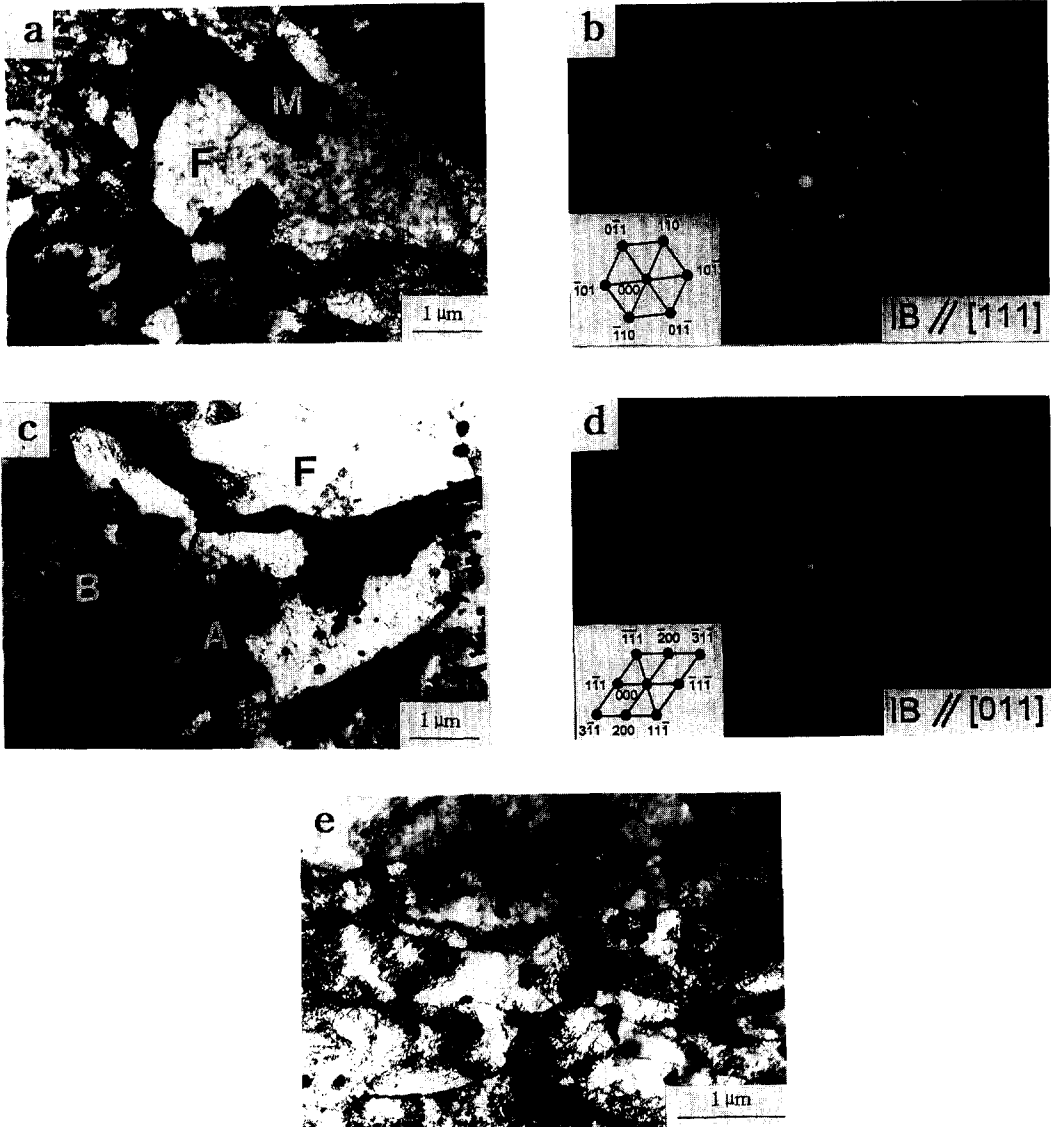


Fig. 8 Transmission electron micrographs of the specimens isothermally transformed at 420°C for the following times after annealing at 730°C for 300 sec.

- : (a) 20 sec. (bright field image, M : martensite, F : ferrite),
- (b) 20 sec. (selected area diffraction pattern of M),
- (c) 200 sec. (bright field image, A : austenite, B : bainite),
- (d) 200 sec. (selected area diffraction pattern of A),
- (e) 100 sec. (bright field image).

를 통한 오스테나이트로의 탄소농축이 충분치 않아 오스테나이트의 M_s 온도가 상온 이하로 낮아지지 않게 되어 마르텐사이트 변태가 일어나게 되며, 따라서 잔류오스테나이트의 부피분율은 낮을 수밖에 없다. 변태처리 시간이 증가함에 따라 점차 오스테나이트로의 탄소농축은 증가할 것이고, 따라서 잔류하는 오스테나이트의 양도 많아지게 되는 것이다. 그러나 변태처리 시간이 어느 시점에 이르면 오스테나이트의 탄소농도 증가에 따라 잔류할 수 있는 오스테나이트 양의 증가보다는 베이나이트 변태로 인한 베이나이트 양의 증가가 더욱 지배적이 되어 점차 잔류오스테나이트의 부피분율은 감소하게 된다. 단지 베이나이트 변태처리 온도 450℃의 경우 펄라이트 변태의 진행으로 인하여 변태 시간의 증가에 따라 계속해서 잔류오스테나이트의 부피분율은 감소하게 된다.

Fig. 8(e)는 베이나이트 변태처리 시간이 1000초로 매우 길 경우 생성되는 베이나이트 하부조직으로 지나친 베이나이트 변태로 하여 잔류오스테나이트 대신 탄화물이 포함된 베이나이트가 존재하는 것을 볼 수 있다. 또한 일반적인 TRIP형 복합조직강판에서 볼 수 있는 bainitic 페라이트 보다는 군데군데 탄화물이 석출되어 있는 특징을 보이는데, 이는 베이나이트 변태시 탄화물의 생성을 강력하게 억제시키는 Si 이 본 연구에 사용된 시료재에는 매우 소량 첨가되어 있어 탄화물 석출의 억제가 적절히 이루어지지 못한 데 기인한 것으로 생각되며, 이로 인하여 잔류오스테나이트의 부피분율이 다른 0.15%C를 함유한 TRIP형 복합조직강판에 비하여 약 5% 정도 낮은 값을 보이는 것으로 생각된다.

이상으로부터 베이나이트 변태처리 시간이 증가할수록 보다 많은 잔류오스테나이트로 인한 연신율의 증가가 일어났다고 생각되며, 변태처리 시간이 너무 길 경우 잔류오스테나이트의 부피분율 감소에 따라 점차 연신율은 감소된 것으로 여겨진다.

이 때 인장강도는 변태 시간에 따라 점차 감소하는 경향을 보였는데, 이는 인장강도가 잔류오스테나이트의 부피분율 증가와 그에 따른 보다 효과적인 변태유

기소성 현상으로 인하여 점차 감소하는 것이 아니라, 오히려 연신율의 증가에 따른 인장강도의 감소 정도가 잔류오스테나이트의 변태유기소성 현상으로 인하여 줄어들었다고 해석하는 것이 옳을 것이다.

한편, Fig. 5와 Fig. 6을 비교해 보면 잔류오스테나이트의 부피분율이 최고인 변태처리시간 영역 보다 그 나중인 200~500초 영역에서 최상의 인장강도×연신율 값을 보였는데, 이것은 바로 인장특성이 잔류오스테나이트의 부피분율뿐만 아니라 그 안정도에도 영향을 받고 있음을 의미한다.

즉, 베이나이트 변태로 인하여 점차 잔류오스테나이트의 안정도는 증가하게 되고, 특히 잔류오스테나이트의 부피분율이 베이나이트 변태로 인하여 감소하게 되는 100초 정도의 영역에서부터 탄소농도의 증가로 인한 안정도의 향상이 두드러질 것이다. 따라서 잔류오스테나이트의 부피분율이 최고인 변태처리 시간 영역보다는 적당한 부피분율을 유지하면서 보다 높은 안정도를 갖게 되는 영역에서 보다 효과적인 변태유기소성 현상을 기대할 수 있다.

이상을 종합해 보면, 베이나이트 변태처리 온도가 펄라이트 변태가 일어나지 않는 범위 내에서 가능한 높을수록 많은 양의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있으며, 이 때 변태처리 시간으로 잔류오스테나이트가 충분한 안정도를 유지할 수 있는 시간 동안 베이나이트 변태처리를 하면, 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도와의 적절한 조화로 인하여 최상의 인장강도×연신율 값을 나타내는 것으로 판단된다. 본 연구에서는 베이나이트 변태처리 온도 420℃, 처리 시간 500초가 최적의 열처리조건임을 확인하였다.

4. 결 론

SHCP100 강판으로부터 이상영역 어닐링 및 항온 열처리를 통하여 830MPa 이상의 인장강도와 동시에 23%의 연신율을 얻을 수 있었다.

본 연구에서는 열처리에 따른 기계적 특성의 향상 원인과 보다 우수한 인장강도×연신율 값을 얻기 위

한 최적의 제조조건을 설정하고자 하였으며, 이로부 터 얻은 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. TRIP형 복합조직강판의 인장특성은 강중에 포함 되어 있는 각 상들의 부피분율에 영향을 받으며, 이 때 가능한 베이나이트의 부피분율은 작고 페라이트 및 잔류오스테나이트의 부피분율이 클수록 우수한 인장강도×연신을 값을 얻을 수 있었다. 이로부터 본 연구에서는 잔류오스테나이트가 페라이트 주위에 약 10% 정도의 부피분율로 존재하면서 베이나이트의 부피분율이 18%로 제한되는 730℃의 이상영역 어닐링온도가 최적의 어닐링조건임을 확인하였다.
2. TRIP형 복합조직강판의 인장특성은 또한 잔류오스테나이트의 부피분율 및 변형유기변태에 대한 안정도에 크게 영향을 받으며, 가능한 한 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도가 클수록 강도-연성 balance는 향상되었다. 이 때 변태처리 온도는 펄라이트 변태가 발생되지 않는 범위 내에서 높을수록 그리고 변태처리 시간은 잔류오스테나이트의 부피분율이 최대인 영역으로부터 약 100~400초 지난 시간에서 최상의 인장강도×연신을 값을 얻을 수 있었으며, 본 연구에서는 베이나이트 변태처리 온도 420℃, 변태처리 시간 500초가 최적의 항온 열처리조건임을 확인하였다.

후 기

본 연구에는 1995년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행된 결과의 일부이며, 이에 감사드

립니다.

참고문헌

1. C. Dasarathy and T. J. Goodwin : *Met. Mater.*, 1990, vol.6, pp.21~28.
2. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and r. Busch : *Trans. ASM*, 1967, vol.60, pp.252~259.
3. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : *Trans. Iron and Steel Inst. Japan*, 1987, vol. 27, pp.570~579.
4. Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi : *Metall. Trans. A*, 1991, vol. 22A, pp.489~498.
5. Y. Sakuma, O. Matsumura and O. Akisue : *ISIJ Int.*, 1991, vol.31, pp.1348~1353.
6. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : *ISIJ Int.*, 1992, vol.32, pp.1014~1020.
7. J. H. Chung : *Ph.D. Thesis, Pohang Inst. of Sic. and Tech.*, 1993.
8. S. Bandon, O. Matsumura and Y. Sakuma : *Trans. ISIJ*, 1988, vol.28, pp.569~574.
9. *Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count : ASTM E562.*
10. R. L. Miller : *Trans. ASM*, 1964, vol.57, pp. 892~899.
11. R. L. Houilier, G. Bégin and A. Dubé : *Metall. Trans.*, 1971, vol.2, pp.2645~2653.