

4~8%Mn 열연 TRIP강의 잔류오스테나이트 생성과 기계적 성질

김동은 · 박영구 · 이오연[†] · 진광근* · 김성주*
전북대학교 신소재공학부 신소재개발연구센터
*POSCO 기술연구소 자동차강재연구센터

Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties of 4~8%Mn Hot Rolled TRIP Steels

D. E. Kim, Y. K. Park, O. Y. Lee, K. G. Jin*, and S. J. Kim*

School of Advanced Materials Eng. & RCAMD, Chonbuk Nat. Univ., Chonju, Chonbuk, 561-756, Korea
*Automotive Steels Research Center, POSCO Technical Research Lab. Gwangyang, Jeonnam, 545-711, Korea

(2004년 10월 22일 받음, 2005년 2월 2일 최종수정본 받음)

Abstract The aim of this research is to develop the TRIP aided high strength low carbon steels using reverse transformation process. The 4~8% Mn steel sheets were reversely transformed by slow heating to intercritical temperature region and furnace cooling to room temperature. The stability of retained austenite depends on the enrichment of carbon and manganese by diffusion during the reverse transformation. The amount of retained austenite formed after reversely transformed at 625°C for 6 hrs was about 50 vol.% in the 8%Mn steel. The change in volume fraction of retained austenite with a holding temperature was consistent with the changes in elongation and the strength-ductility combination. The maximum strength-ductility combination of 40,000 MPa·% was obtained when the 8%Mn steel reversely transformed at 625°C for 12 hrs. However, its property was significantly decreased at higher holding temperature of 675°C resulting from the decrease of ductility.

Key words TRIP steel, retained austenite, reverse transformation, mechanical property.

1. 서 론

최근 잔류오스테나이트를 이용하여 인장강도와 연신율이 뛰어난 초고강도 강판에 대한 연구·개발이 활발히 진행되고 있다. Zackay 등¹⁾에 의해 처음으로 보고된 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP) 현상을 이용하면 소성변형시 변태에 의해 균일연신이 증가하고 강도가 높아져 강도·연성조합이 우수한 고강도 강판을 얻을 수 있다. 그 당시 개발된 TRIP강은 Ni과 Cr을 다량 함유하여 오스테나이트가 상온에서도 비교적 안정하게 잔류하도록 하고, 소성변형중에 변형유기 마르텐사이트 변태가 일어나도록 설계된 합금으로서 ausforming과 같은 매우 복잡한 제조공정과 고가인 Ni, Cr등을 첨가하기 때문에 상용화에는 많은 어려움이 있었다. 그 후 Tamura 등²⁾은 Fe-Cr-Ni계 및 Fe-Ni-C계의 준안정 오스테나이트 스테인리스강에서 이러한 변형유기 마르텐사이트 변태 현상에 의해 인장강도 1500MPa, 연신율 30% 정도의 우수한 강도·연성 조합을 갖는 강을 개발하였

다고 보고하였다.

1970년대 이후 고강도·고연성 강으로서 많은 주목을 받았던 2상 조직강에서도 소량의 잔류오스테나이트가 존재하며, 변태에 의해 연성이 향상될 수 있다는 보고가 있었으며,³⁾ 이후 1980년대 후반부터 2상 조직강의 미세조직 내에 잔류오스테나이트 분율을 높여 연성을 향상시키고자 하는 다양한 연구들이 이루어져 왔다.^{4,5)} 이러한 연구결과로서 최근 C-Si-Mn계 강에서 잔류오스테나이트를 다량으로 얻는 방법으로 강을 2상 영역 온도로 가열한 다음 400~500°C 부근에서 항온 변태처리하여 강도·연성 조합이 우수한 강을 개발하였다.^{6,7)} C-Si-Mn계 TRIP강은 베이나이트 변태시 입계 탄화물의 석출방지 및 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위하여 탄화물 형성 억제원소인 Si, Al을 첨가하는 고C-고Si화의 합금설계 방법을 채용하고 있는데, 높은 탄소량과 Si량 때문에 용접성 및 도금특성이 저하하고 2단 열처리를 행하기 때문에 설비와 생산비면에서도 단점을 가지고 있다. 따라서 탄소와 Si함량을 낮춘 새로운 개념의 TRIP강 개발을 위한 합금설계와 제조공정의 개발이 절실히 요구되고 있는 실정이다.

[†]E-Mail : oylee@chonbuk.ac.kr

이러한 문제를 해결하기 위해 Furukawa 등^{8,9)}은 Si를 첨가하지 않은 0.14C-5Mn강을 열간압연한 후 2상 영역에서 역변태(reverse transformation) 처리를 한 다음 바로 상온에 냉각시키는 열처리를 함으로써 마르텐사이트 또는 베이나이트 기지에 17~33% 정도의 잔류오스테나이트를 함유한 TRIP강을 얻을 수 있다고 보고하였다.

본 연구에서는 4~8%Mn첨가 열연강판을 역변태처리하였을 때 잔류오스테나이트의 형상, 부피분율 및 C, Mn의 분배거동을 조사하고, Mn첨가량에 따른 기계적 성질과 잔류오스테나이트와의 관계를 비교 검토하여 고강도·고연성을 갖는 열연 TRIP강의 제조조건을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 시편은 고주파유도로에서 진공용해한 C-Mn계 Al-killed강으로 화학조성은 Table 1과 같다.

시편은 50 mm 두께의 슬라브 형태로 주조한 후 1200°C로 재가열 하여 1시간 유지 후 열간압연기에서 압연 종료온도를 900°C가 되도록 하여 두께 3.0 mm로 열간압연 하였다. 열간압연 직후 물분사 방식으로 560°C까지 냉각하여 동일온도로 유지된 권취로에 장입하고 1시간 유지 후 노냉하여 권취공정을 재현하였다. 역변태처리 온도는 열팽창시험에 의해 측정된 변태온도를 토대로 하여 ($\alpha + \gamma$) 2상 영역 온도인 600°C~675°C에서 25°C간격으로 실시하였다. 이때 가열속도는 350°C까지는 150°C/hr으로 가열한 다음 소정의 역변태처리 온도까지 60°C/hr으로 가열하여 각각 20분~48시간 유지한 후 노냉하였다.

인장시험편은 표면 산화피막을 제거한 후 ASTM A370 subsize 규격으로 가공하였다. 인장시험은 만능시험기(Instron, model 6027)를 이용하여 상온에서 5 mm/min의 인장속도로 측정하였으며, 항복강도는 항복점이 나타나는 경우는 하부 항복강도, 연속 항복거동을 나타내는 경우는 0.2% offset값으로 하였다.

투과전자현미경 시편은 기계적 연마방법에 의해 50~70 μm 두께의 박편을 만든 후, 5% 과염소산과 95% 초산을 혼합한 전해액에서 전해연마하여 STEM(Philips CM120)으로 관찰하였다. 잔류오스테나이트 측정은 10×15×3.0 mm 크기로 채취하여 연마한 다음, X선 회절기(Rigaku D/max-III A type)에서 Mo-K α target을 사용하여 X선 회절패턴의 (211) α 와 (220) γ 및 (311) γ 의 3

peak법을 이용하여 각 회절선의 적분강도를 구한 다음 식 (1)과 같은 Miller식^{10,11)}을 이용하여 계산하였다.

$$V_R = 1.4I_\gamma / (I_\alpha + 1.4I_\gamma) \quad (1)$$

여기서 I_γ 는 오스테나이트의 (220) γ 및 (311) γ 면의 적분 반사강도에 대한 평균치이고, I_α 는 페라이트의 (211) α 면의 적분 반사강도값이다.

잔류오스테나이트 내의 탄소량은 잔류오스테나이트 측정시편과 동일한 시편을 X선 회절기에서 Fe-K α target을 사용하여 (220) γ 및 (311) γ 회절선의 피크강도로부터 식 (2)와 같은 Ruhl과 Cohen식¹²⁾을 이용하여 계산하였다.

$$\alpha = 3.572 + 0.033(\text{wt.\%C}) \quad (2)$$

여기서 α 는 오스테나이트의 격자상수, C는 잔류오스테나이트내의 탄소량(wt.%)이다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Mn 첨가량에 따른 잔류오스테나이트의 형상 변화

역변태형 C-Mn계 TRIP강의 조직은 Mn 함량과 역변태처리 조건에 따라 다르지만, 주로 10~45%의 잔류오스테나이트와 페라이트, 베이나이트 또는 마르텐사이트 조직으로 되어있다. 또한 이들 제2상의 부피분율은 초기조직과 역변태처리 조건에 따라 크게 영향을 받는다. 즉, 열간압연시 마무리 온도가 높으면 침상의 페라이트와 제2상으로 구성되는데 고온 권취에서는 주로 베이나이트 조직이, 저온 권취에서는 베이나이트와 마르텐사이트 조직을 갖게 되며, 이들 초기조직의 부피분율과 특성에 따라 역변태처리 후 기계적 성질도 달라진다.

Fig. 1은 열간압연 상태의 6Mn 강에서 나타나는 특정방위의 베이나이트 래스를 관찰한 투과전자 현미경사진으로서 베이나이트 래스는 주로 prior 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 그 내부로 성장하고 있으며, 래스폭은 0.1~0.2 μm 로 매우 미세하였다. 이들 베이나이트 래스가 성장함에 따라 미변태의 오스테나이트에 탄소가 농축되어 안정화되므로 열간강판에서도 래스경계에 필름상의 잔류오스테나이트가 존재하며,¹³⁾ 이때 XRD 측정에 의한 잔류오스테나이트량은 8%이었다.

Fig. 2는 4~8% Mn 첨가 열연판을 625°C에서 6시간

Table 1. Chemical composition of 4~8%Mn steels (wt.%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	sol-Al	N	Fe
8Mn steel	0.105	0.50	8.04	0.015	0.003	0.052	0.0025	bal.
6Mn steel	0.104	0.49	6.05	0.015	0.003	0.057	0.0025	bal.
4Mn steel	0.102	0.51	4.00	0.020	0.003	0.030	0.0020	bal.

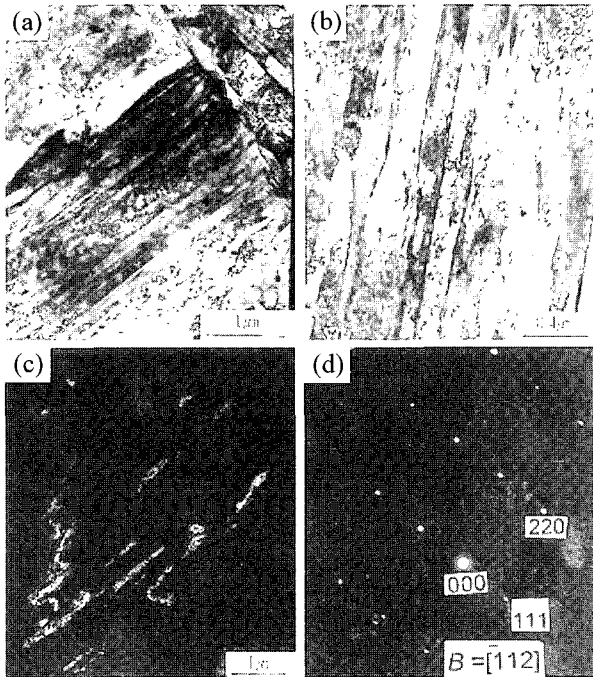


Fig. 1. Transmission electron micrographs of the hot rolled 6Mn steel sheet. (a),(b) bright field image (c) dark field image(austenite) and (d) SADP

역변태처리한 시편의 투과전자현미경 사진으로서 잔류오스테나이트에 대한 명시야상 (a, c, e)과 암시야상 (b, d, f)을 나타낸 것이다. 4Mn강에서는 Fig. 2(a),(b)에서 볼 수 있듯이 잔류오스테나이트가 대부분 과상형(granular type)으로서 역변태처리의 기저조직인 페라이트 입계에서 생성되었다. 그러나 6Mn강과 8Mn강에서는 일부 과상형이 관찰되지만, 대부분 래스상(lath type)으로 존재하였다. 이것은 오스테나이트가 주로 베이나이트 래스나 γ/α 계면에서 핵생성되어 이들 계면을 따라 성장하기 때문이며 또한 초기 열연조직에서 베이나이트 래스 경계에 존재했던 필름형상의 잔류오스테나이트가 역변태시 그 형상을 유지하면서 성장하는 것도 중요한 하나의 이유가 될 것이다.

3.2 역변태처리시 잔류오스테나이트량의 변화와 C, Mn의 분배거동

Fig. 3은 각종온도에서 6시간 동안 역변태처리한 시편의 잔류오스테나이트량에 미치는 열처리온도와 Mn 첨가의 영향을 나타낸 것이다. 잔류오스테나이트량은 열처리온도가 상승함에 따라 증가하며 650°C에서 약 50%로써 최대치를 보이다가 675°C의 고온 역변태시 감소하는 경향을 보였다. 특히 8Mn강은 675°C에서 잔류오스테나이트량이 급격히 감소하였다. 또한 잔류오스테나이트량은 Mn 첨가량에 민감한 영향을 받으며, Mn 첨가량이 4%에서 8%로 증가하였을때 600°C의 역변태처리 온도에서 잔류오스테나이트량이 12%에서 42%로 약 30%의 증가

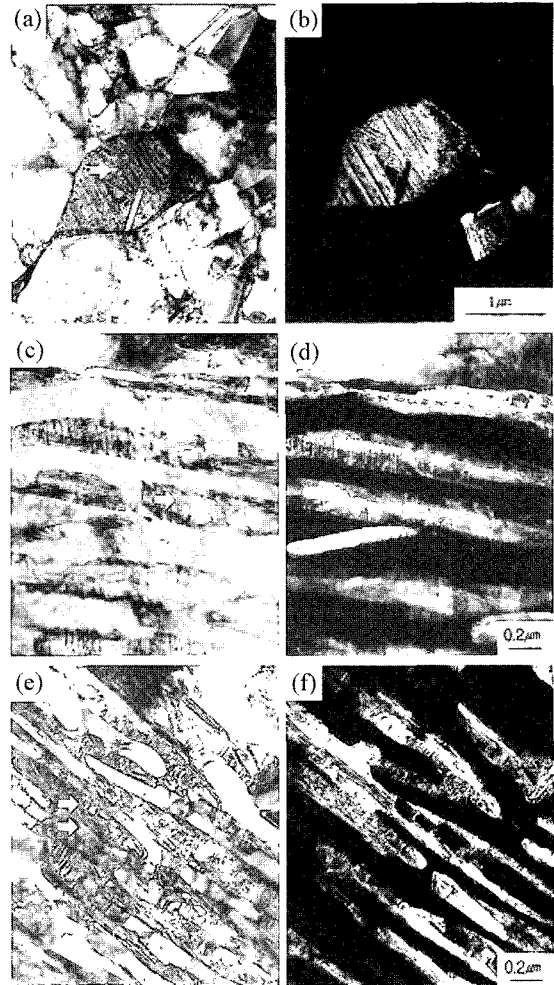


Fig. 2. Transmission electron micrographs of the 4~8% Mn steel sheets reversely transformed at 625°C for 6hrs. (a),(c),(e) bright field image and (b),(d),(f) dark field image. (a),(b) 4Mn, (c),(d) 6Mn and (e),(f) 8Mn.

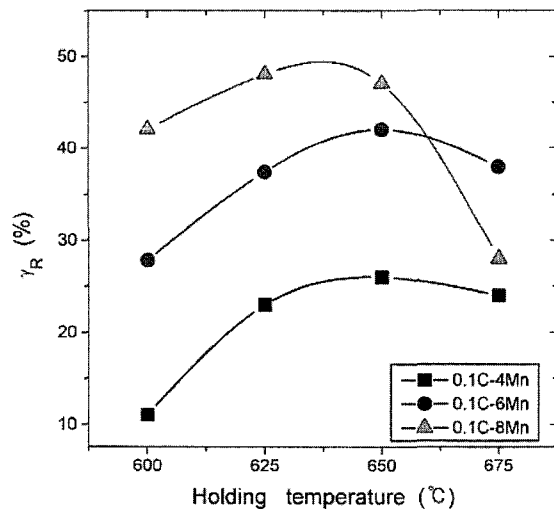


Fig. 3. Effect of holding temperature on the amount of R in the 4~8% Mn steel sheets reversely transformed for 6hrs.

를 보였다.

역변태 온도가 상승할수록 짧은 유지 시간에서 잔류오스테나이트량이 최대가 되고 그 이후 감소하는 현상은 다음과 같이 설명할 수 있다.¹⁴⁾ 역변태 온도로 가열할 때 각 상의 체적분율과 C, Mn 농도는 AC₁과 AC₃ 온도사이의 가열온도에 따라 변화한다. 낮은 역변태 온도에서는 오스테나이트내의 C, Mn농도가 높아 오스테나이트의 화학적 안정성은 높지만 체적분율이 적으며, 반대로 높은 역변태 온도에서는 오스테나이트내의 C, Mn농도가 낮아 오스테나이트의 안정성은 낮지만 체적분율은 크다. 잔류오스테나이트량은 오스테나이트의 체적분율과 안정성 사이의 균형에 의해 결정된다. 즉 낮은 온도에서는 오스테나이트의 체적분율이 작기 때문에 그 양이 적고, 고온에서는 오스테나이트의 화학적 안정성이 낮기 때문에 제 2 상으로 변태되어 그 양이 적게 된다. 그리고 역변태 온도에서 생성된 오스테나이트의 화학적 및 열적 안정성은 평형에 접근함에 따라 감소한다.

본 시편의 경우 600°C의 비교적 저온 역변태 처리시에는 입상탄화물의 용해로 오스테나이트의 탄소 재분배가 일어나고 역변태처리 후 탄화물의 재석출이 억제되어 오스테나이트의 화학적 안정성이 크게 비하여 675°C의 고온 장시간 역변태 처리에서는 오스테나이트내의 C, Mn 농도가 점차 감소하여¹⁵⁾ 오스테나이트가 불안정해지고 일부 오스테나이트는 냉각과정에서 페라이트나 마르텐사이트로 변태되기 때문이라고 생각된다.

Fig. 4는 4~8%Mn 강을 각종 온도에서 6시간 동안 역변태 처리하였을 때 생성된 잔류오스테나이트내의 탄소량을 나타낸 것이다. 4Mn강은 650°C, 그리고 6Mn강과 8Mn강은 625°C의 역변태처리시 잔류오스테나이트내의 탄

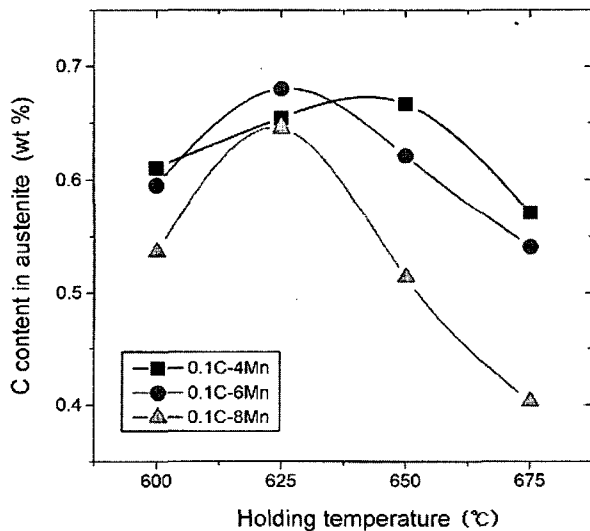


Fig. 4. Effect of holding temperature on the carbon concentration of austenite in the 4~8% Mn steel sheets reversely transformed for 6 hrs.

소농도가 가장 높게 나타났다. 이것은 역변태온도에 따른 잔류오스테나이트량을 나타내는 Fig. 3과 상관성이 있음을 알 수 있다. 즉 675°C에서는 Mn첨가량에 관계없이 잔류오스테나이트내의 탄소농도가 모두 감소하는 경향을 나타내며, 특히 8Mn강의 경우 급격한 감소를 보였다. 역변태 처리온도가 675°C에서 잔류오스테나이트량이 급격히 감소하고 있는 것은 이때의 탄소량이 가장 낮은 값을 보이고 있는 것과 일치하고 있다. 역변태 처리시 탄소는 페라이트에서 오스테나이트로 확산하여 잔류오스테나이트내에 탄소 농축이 일어나게 되며, 이러한 탄소농축은 오스테나이트의 화학적 안정성을 높여 냉각시 오스테나이트가 상온에 잔류하게 된다. 그러나 오스테나이트내에 탄소 농축 정도가 낮으면 오스테나이트가 화학적으로 불안정하기 때문에 냉각시 오스테나이트는 페라이트나 마르텐사이트로 변태되어 잔류오스테나이트량이 감소하게 된다.

Fig. 5(a), (b)는 Fig. 2(c)의 화살표로 표시된 부분 즉 잔류오스테나이트 내부와 그 인접부인 페라이트의 Mn 농도를 TEM/EDS 분석한 것이다. 오스테나이트 내부의 Mn 농도는 14.72 wt%로써 상당히 농축되어 있지만 페라이트내의 Mn 농도는 3.00 wt%이었다. 따라서 잔류오스테나이트내의 Mn은 인접부인 페라이트에 비해 약 5배의 Mn을 함유하고 있어 Mn이 오스테나이트 생성과 안정화 원

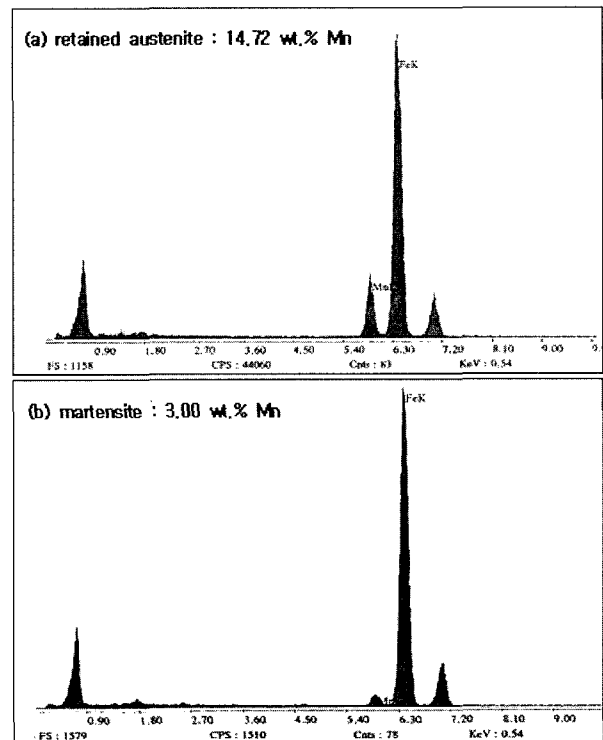


Fig. 5. TEM/EDS analysis of retained austenite(a) and martensite(b) in the 8Mn steel sheet reversely transformed at 625°C for 6 hrs.

소로서 크게 기여하고 있음을 알 수 있다. 이상과 같이 C, Mn은 역변태 처리시 오스테나이트에 농축됨으로써 화학적 안정화에 기여하게 되며 잔류 오스테나이트량을 현저하게 증가시킨다.

3.3 기계적 성질의 변화

C-Mn계 TRIP강에서 역변태 온도가 너무 낮으면 페라이트 분율이 증가하고 오스테나이트의 화학적 안정화가 불충분하여 잔류오스테나이트량이 감소되고, 너무 높으면 오스테나이트가 불안정하여 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태되므로 강도는 높지만 연성이 현저하게 저하된다. 따라서 우수한 강도·연성조합을 갖기 위해서는 적절한 역변태처리 조건을 찾는 것이 중요하다.

또한 역변태처리한 C-Mn계 강의 기계적 성질은 단순한 구성조직으로만 설명될 수 없으며, 본 시편의 항복강도를 지배하는 페라이트 모상과 마르텐사이트의 물성, 잔류오스테나이트의 양과 TRIP 거동을 동시에 고려해야 할 것으로 판단된다. 페라이트 모상은 역변태 처리 온도에서의 평형 탄소 농도와 그 온도에서 유지되는 동안에 오스테나이트로 확산되는 탄소량에 따라서 달라질 것이며, 잔류오스테나이트도 그 양과 크기 및 안정성에 따라서 기계적 성질에 미치는 효과가 다를 것이다.

Fig. 6은 650°C에서 역변태 처리한 4Mn강과 8Mn강을 1~22% 범위에서 단계별로 인장 변형하였을때 잔류 오스테나이트량의 변화를 나타낸 것이다. 4Mn강은 변형에 따른 잔류오스테나이트량의 감소가 작지만 8Mn강은 변형단계별로 그 감소율이 4Mn강보다 큰 것을 알 수 있다. 4Mn강은 잔류오스테나이트량이 작고 기계적 안정성도 높아 충분한 TRIP효과를 얻지 못해 강도와 연성이 낮았다. 그러나 8Mn 첨가강은 4Mn 강에 비해 잔류오

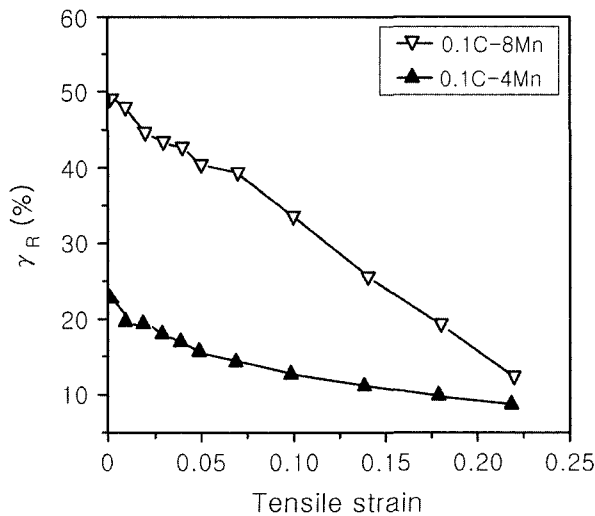


Fig. 6. Transformation behavior of austenite with tensile deformation in 4% Mn and 8% Mn steel sheets reversely transformed at 650°C for 1 hr.

스테나이트량이 많고 변형단계별로 적당한 기계적 안정성을 갖기 때문에 $\gamma \rightarrow \alpha$ 변태하는 TRIP 효과로 인해 강도와 연성이 우수했던 것으로 생각된다.

Fig. 7은 4~8%Mn 강에서 잔류오스테나이트량과 연신율과의 관계를 나타낸것이다. Mn함량이 높을수록 역변태 처리시 얻어지는 잔류오스테나이트량이 많아지며 그에 따라 연성도 증가하였다. 6Mn 강에서 잔류오스테나이트는 최대 50% 정도 얻어지며 연신율은 약 40%이었다. Fig. 8은 강도·연성 조합과 잔류오스테나이트량과의 관계를 나타낸것이다. 잔류오스테나이트량이 증가함에따라 강도·연성 조합값은 거의 직선적으로 증가하였으며, 8Mn강을

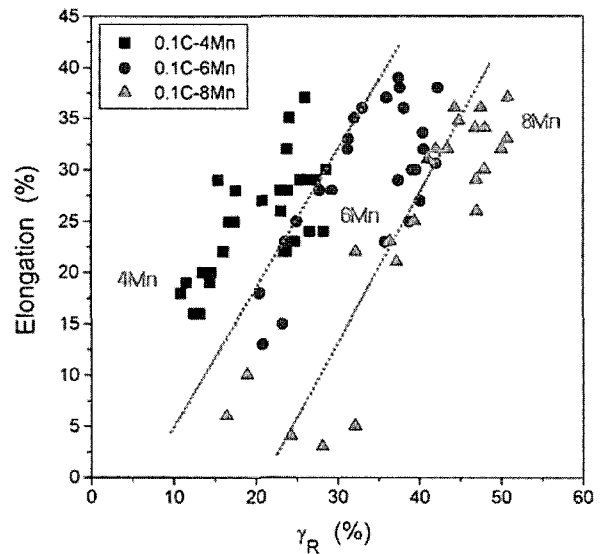


Fig. 7. Relation between elongation and the amount of R in the 4~8% Mn steel sheet after reverse transformation.

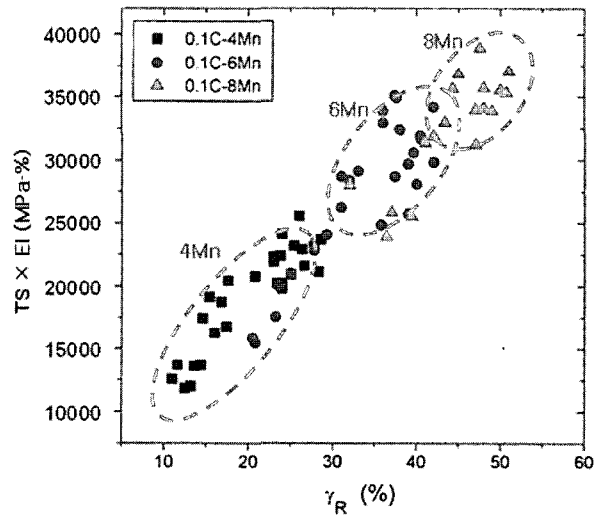


Fig. 8. Relation between strength-elongation combination and the amount of R in the 4~8% Mn steel sheets after reverse transformation.

625°C에서 12시간 역변태처리한 경우 약 40,000MPa·%로 가장 우수하였다. 그러나 675°C의 고온에서 역변태처리 하였을 때 인장강도는 1,400 MPa로서 매우 높지만 연성이 10%이하로 저하되어 강도·연성 조합값은 14,000 MPa·% 수준을 나타내었다. 이것은 고온 역변태처리 온도에서 오스테나이트내의 C, Mn이 점차 평형농도로 분배되어 고온에서 생성된 오스테나이트가 냉각시 대부분 마르텐사이트로 변태되기 때문이다.

4. 결 론

4~8%Mn을 함유한 열연 TRIP강의 잔류 오스테나이트 생성, C와 Mn의 분배 거동 및 기계적 성질에 미치는 역변태 열처리 조건과 Mn첨가의 영향을 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다. 역변태처리한 4Mn강은 피상형의 잔류 오스테나이트가 생성되었으나, 6Mn과 8Mn 강에서는 대부분 래스형 잔류 오스테나이트가 생성되었다. 잔류 오스테나이트량은 Mn함량이 4%에서 8%로 증가함에 따라 그 양도 15~30% 정도 증가하였으며, 잔류 오스테나이트의 최대량은 8Mn강을 625°C에서 6시간 동안 역변태 처리하였을 때 약 50%이었다. 강도·연성 조합값은 잔류 오스테나이트량이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하였으며, 8Mn강을 625°C에서 12시간 역변태 처리한 경우 약 40,000MPa·%로 가장 우수하였다. 그러나 675°C의 고온 역변태 처리시 변태량의 증가로 인해 인장강도는 1400 MPa로써 매우 높지만 연성이 10% 이하로 낮게 나타났다.

감사의 글

본 연구는 고강도/고성형성 고망간강 자동차강판제조기술 개발을 위한 2003년도 중기거점기술개발 사업비 지원으로 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, and R. Bush, Trans., ASM, **60**, 252 (1967).
2. I. Tamura, T. Maki, and H. Hato, Trans. Iron and Steel Inst. Japan, **10**, 163 (1970).
3. S. Hayami and T. Furukawa, Microalloying, **75**, 87 (1975).
4. O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi, Trans., ISIJ, **27**, 571 (1987).
5. H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu, Metall. Trans., **20A**, 437 (1989).
6. Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi, Metall. Trans., **22A**, 489 (1991).
7. K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. I. Hashimoto, Metall. Trans., **24A**, 3085 (1993).
8. T. Furukawa, Mater. Sci. Tech., **5**, 465 (1989).
9. T. Furukawa, H. Hwang and O. Matsumura, Mater. Sci. Tech., **10**, 964 (1994).
10. R. L. Miller, Trans. ASM, **57**, 892 (1964).
11. R. L. Miller, Trans. ASM, **61**, 592 (1968).
12. R. C. Ruhl and M. Cohen, Trans. AIME, **245**, 241 (1969).
13. H. Huang, O. Matsumura and T. Furukawa, Mater. Sci. and Tech., **10**, 621 (1994).
14. J. H. Chung, Ph. D. Thesis, POSTECH, **70** (1993).
15. G. M. Haidemenopoulos, Steel Research, **67**, 93 (1996).