

C-Mn계 TRIP강의 잔류오스테나이트 생성과 기계적 성질에 미치는 역변태처리의 영향

유재선 · 홍 호 · 이오연[†] · 진광근* · 김성주*
진북대학교 신소재공학부, 자동차신기술연구센터
*POSCO 기술연구소 자동차강재연구센터

Effect of Reverse Transformation Treatment on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties of C-Mn TRIP Steels

J. S. You, H. Hong, O. Y. Lee[†], K. G. Jin* and S. J. Kim*

School of Advanced Materials Eng. & AHTRC, Chonbuk Nat. Univ., Chonju, Chonbuk, Korea
*Automotive Steels Research Center, POSCO Technical Research Lab. Gwangyang, Jeonnam, Korea

(2003년 12월 19일 받음, 2004년 1월 26일 최종수정본 받음)

Abstract The high strength steel sheets has been widely used as the automobile parts to reduce the weight of a vehicle. The aim of this research is to develop the TRIP aided high strength low carbon steels using reverse transformation process. The 0.15C-4Mn and 0.15C-6.5Mn steel sheets were reversely transformed by slow heating to intercritical temperature region and air 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 645°C for 12 hrs. was about 46vol.% in hot rolled 0.1C-6.5Mn 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 tendency of tensile strength to increase with increasing the holding temperature was due to the decrease of retained austenite after cooling from the higher temperature of 670°C. The maximum strength-ductility combination was about 4,250 kg/mm²·% when the hot rolled 0.1C-6.5Mn steel was reversely transformed at 645°C for 12 hrs.

Key words TRIP steels, reverse transformation, retained austenite, strength-ductility combination.

1. 서 론

자동차산업은 조선산업과 함께 철강수요의 상당부분을 차지하는데 전 세계적인 공급과잉에 의해 경쟁이 심화되면서 자동차 품질에 대한 고급화와 다양화 요구가 높아지고 있다. 특히 대기 환경오염에 대한 관심이 높아지면서 자동차의 연비효율 개선 및 배기가스 감축을 위한 다양한 연구들이 진행되고 있는데, 소재의 경량화가 가장 유력한 방안으로 제시되고 있다. 비철금속 재료인 고강도 알루미늄 합금과 마그네슘 합금, 고강도 플라스틱 등이 자동차 차체에서 부분적으로 철강재료에 대한 대체소재로 등장하고 있다. 그러나 이러한 고강도 경량소재의 경우 우수한 물성에도 불구하고 높은 가격과 상이한 소재사이의 낮은 접합강도, 피로특성 등 아직 해결되지 않은 문제점들이 많다. 반면 자동차 소재로 현재 광범위하게 사용되고 있는 철강재료의 고강도화를 통해 차체 경량화를 앞당기고자 하는 연구도 다양하게 진행되고 있다.

최근 연구개발 과제인 초경량 철강차체(ULSAB: ultra

light steel auto body)에서는 알루미늄이나 마그네슘 등의 경량소재에 비해 저가이면서 고강도를 확보할 수 있는 초고강도 열연 및 냉연강판 개발에 심혈을 기울이고 있어 향후 자동차 소재의 경량화와 함께 충돌 저항성 및 연비 향상 효과도 얻을 수 있을 것으로 기대된다. 이러한 목적을 위해 연구개발된 고장력 열연강판은 크게 페라이트-펄라이트강, DP강, 베이나이트강 및 변태유기소성(transformation induced plasticity, TRIP) 강 등으로 분류할 수 있으며,¹⁾ 이러한 각종 고강도 강들은 Mn, Si 원소에 의한 고용강화, 페라이트 기지에 제 2상을 미세하게 분산시킨 복합강화, 입자 미세화 강화 그 외에 가공경화와 석출강화 등 여러 가지 강화기구를 조합하여 소재의 강도 상승효과를 얻고 있다.

1970년대 이후 고강도-고연성 강으로서 많은 주목을 받았던 2상 조직강에서도 오스테나이트가 잔류할 수 있으며,²⁾ 변태에 의해 연성이 향상될 수 있다는 보고도 있었으며, 이후 1980년대 후반부터 2상 조직강의 미세조직 내에 잔류오스테나이트 분율을 높여 강재의 연성을 향상시키고자 하는 다양한 연구들이 이루어져 왔다.^{3,4)} 이러한 연구결과로서 최근 C-Si-Mn계 강에서 잔류오스테나

[†]E-Mail : oylee@chonbuk.ac.kr

이트를 다량으로 얻는 방법으로 강을 2상 영역 온도로 가열한 다음 400~500°C 부근에서 항온 변태처리하여 강도-연성 조합이 우수한 강을 개발하였다. C-Si-Mn계 TRIP 강은 베이나이트 변태시 입계 탄화물의 석출방지 및 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위하여 탄화물 형성 억제원소인 Si, Al을 첨가하고 있으며, 고C-고Si화의 합금설계 방법을 채용하고 있는데, 높은 탄소량과 Si량 때문에 용접성 및 생산성이 저하하고 2단 열처리를 행하기 때문에 설비와 생산비면에서도 단점을 가지고 있다. 따라서 탄소와 Si함량을 낮춘 새로운 개념의 TRIP 강 개발을 위한 합금설계와 제조공정의 개발이 절실히 요구되고 있는 실정이다.

이러한 문제를 해결하기 위해 Furukawa 등^{5,6)}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 강도·연성조합이 2,500kg/mm²·% 정도인 TRIP강을 얻을 수 있다고 보고하였다. 그러나 이러한 결과는 열간압연후 역변태시킨 열연 TRIP 강에 관한 연구이며 동 강종의 주된 용도인 2.0 mm 이하의 자동차용 강판을 제조하기 위한 냉연 TRIP 강의 개발에 관한 연구는 아직까지 거의 이루어지지 않고 있다. 본 연구에서는 고용강화 효과가 큰 Mo과 B를 복합첨가한 4%Mn, 6.5%Mn TRIP 강에 대하여 역변태처리 조건과 Mn 첨가량에 따른 열간압연 및 냉간압연 강판의 잔류오스테나이트 생성과 기계적 성질을 검토함으로써 고강도·고연성을 갖는 C-Mn계 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 재가열하여 1시간 유지후 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 유지후 노냉하여 권취공정을 재현하였다. 여기에서 얻어진 열연판재중 일부 시편은 산세처리한 다음 45%로 냉간압연하여 냉간압연판을 제조하였다. 이와같이 제조된 열연재와 냉연재는 열팽창시험에 의해 측정된 변태온도를 토대로 하여 ($\alpha + \gamma$) 2상 영역 온도범위인 620°C~675°C에서 25°C 간격으로 역변태처리 하였다. 이때 가열속도

는 350°C까지는 150°C/hr으로 가열한 다음 소정의 역변태처리 온도까지 60°C/hr으로 가열하여 각각 1시간과 12시간 유지한 후 공냉하였다.

인장시험편은 표면 산화피막을 제거한 후 ASTM370 subsize 규격으로 가공하였다. 인장시험은 만능시험기(Instron, model 6027)를 이용하여 상온에서 5 mm/min.의 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, X-선 회절기(Rigaku D/max-III A type)에서 Mo-K α target을 사용하여 X-선 회절패턴의 (211) α 와 (220) γ 및 (311) γ 의 3 peak범을 이용하여 각 회절선의 적분강도를 구한 다음 Miller식^{7,8)}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.

3. 결과 및 고찰

3.1. 미세조직 관찰

역변태형 C-Mn계 TRIP강의 조직은 역변태처리 조건에 따라 다르지만, 주로 10~45%의 잔류오스테나이트와 페라이트, 마르텐사이트 조직으로 되어있다. 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 6.5Mn 강에서 나타나는 특정 방향의 베이나이트 래스를 관찰한 투과전자 현미경사진으로서 베이나이트 래스는 주로 prior 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 그 내부로 성장하고 있으며, 래스폭은 0.2 μm ~수 μm 로 매우 미세하였다. 이들 베이나이트 래스가 성장함에 따라 미변태의 오스테나이트에 탄소가 농축되어 안정화되므로 열간강판에서도 래스경계에 필름

Table 1. Chemical composition of C-Mn steels (wt.%).

Steels	C	Si	Mn	Mo	B(ppm)	S	sol-Al	P	Fe
6.5Mn steel	0.15	0.51	6.5	0.05	10	0.003	0.03~0.05	0.01~0.02	bal.
4Mn steel	0.15	0.50	4.1	0.05	10	0.003	0.03~0.05	0.01~0.02	bal.

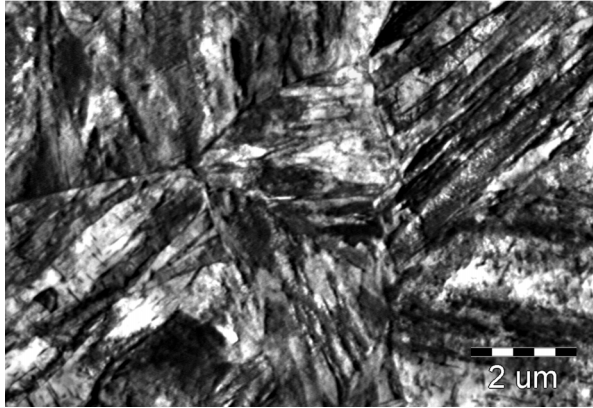


Fig. 1. Transmission electron micrograph showing bainitic lath of the 6.5Mn hot rolled steel sheet.

상의 잔류오스테나이트가 존재하게 된다.⁹⁾

Fig. 2는 열연판을 645°C에서 1시간 역변태처리 한 시편의 투과전자현미경 사진으로서 잔류오스테나이트는 대부분 래스형태로 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.

Fig. 3은 냉연재를 620°C와 670°C에서 1시간 역변태 처리 했을 때의 잔류오스테나이트 형상을 나타낸 것으로서 변형조직의 회복과정에서 나타나는 아결정립의 다각형 형태로 존재하였다. 이것은 냉간가공에 의해 심한 변형을 받은 래스상의 베이나이트나 마르텐사이트 조직이

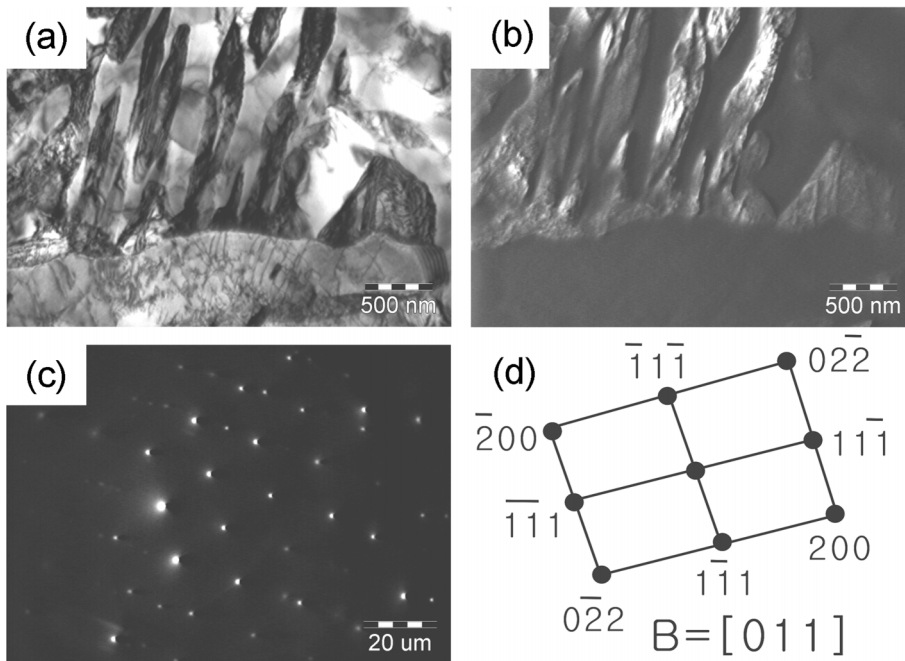


Fig. 2. Transmission electron micrographs showing the morphology of retained austenite in the 6.5Mn hot rolled steel obtained by reversely transformed at 645°C for 1 hr; (a) bright field image (b) dark field image (c) SADP and (d) indexing.

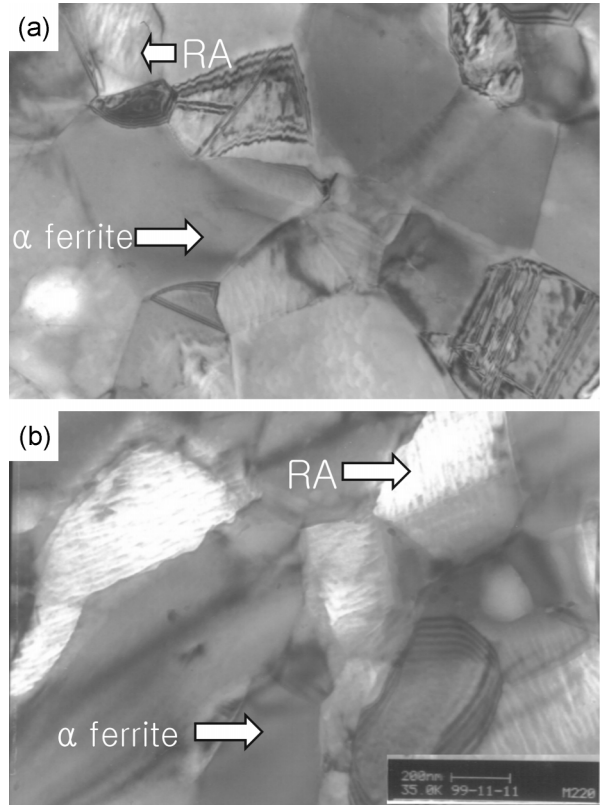


Fig. 3. Transmission electron micrographs showing the morphology of retained austenite in the 6.5Mn cold rolled steel reversely transformed at 620°C(a) and 670°C(b) for 1 hr.

2상 영역의 역변태처리 온도에서 오스테나이트가 생성되어 냉각시 아결정 형상의 오스테나이트로 잔류되기 때문이다. 잔류오스테나이트의 크기는 역변태온도가 상승함에

따라 약간 증가하는 경향을 나타내며 때로는 잔류오스테나이트 내에 다수의 적층결함이 관찰되었다. 이러한 현상은 오스테나이트의 생성과정에서 오스테나이트는 베이나이트나 마르텐사이트 래스에 의해 구속을 받게 되고, 이때 Mn 또는 C가 확산되어 축적되게 되면 오스테나이트 내부는 더욱 큰 내부 응력을 받게 되므로^{10,11)} 이를 이완시키기 위한 방법으로 내부에 적층결함이 형성된 것으로 생각된다.

Fig. 4는 역변태시 Mn의 분배거동을 조사하기 위해 Fig. 3에 화살표로 표시한 페라이트와 잔류오스테나이트 부분의 Mn 농도를 STEM/EDS로 분석한 결과를 나타낸 것이다. 이들 상들의 Mn농도는 각각 4.1 wt.%와 10.6 wt.%로서 잔류오스테나이트내의 Mn량은 본 시편의 평균 Mn농도에 비하여 약 1.6배의 Mn을 함유하고 있어 탄소와 더불어 Mn이 오스테나이트 생성과 안정화 원소로 작용함을 알 수 있다. 이와 같이 Mn은 역변태시 오스테나이트에 농축되면서 화학적 안정화에 기여하며 Fig. 5와 Fig. 6에서 알 수 있듯이 Mn 첨가량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트량은 증가하며 para-equilibrium 또는 국부적 평형의 열역학적 조건에서 페라이트에는 Mn농도가 낮고 잔류오스테나이트에는 Mn농도가 높게 분배된다고¹²⁾ 생각된다.

3.2. Mn 첨가량에 따른 잔류오스테나이트량의 변화

Fig. 5와 Fig. 6은 각각 각종 온도에서 1시간과 12시간 동안 역변태 처리한 6.5Mn강과 4Mn강의 열처리 온도별 잔류오스테나이트량을 나타낸 것이다. 6.5Mn강을 1시간 역변태 처리한 경우 잔류오스테나이트량은 열연재

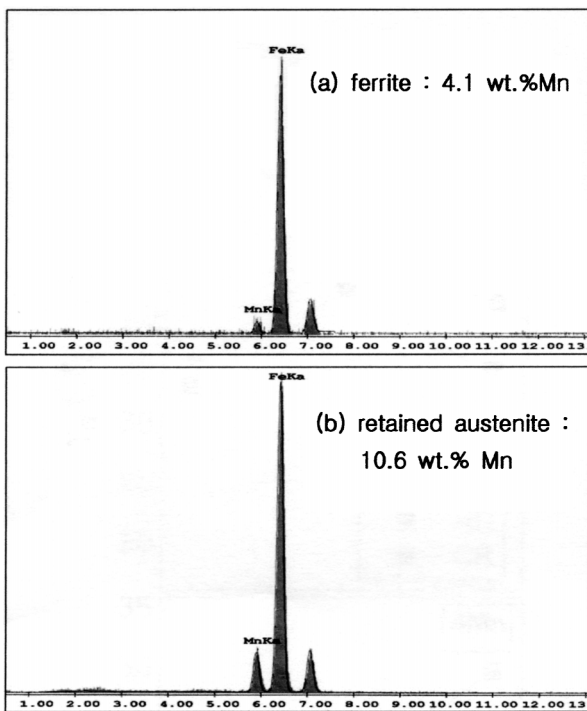


Fig. 4. STEM/EDS analysis of ferrite (a) and austenite (b) indicated by arrows in Fig. 3(a).

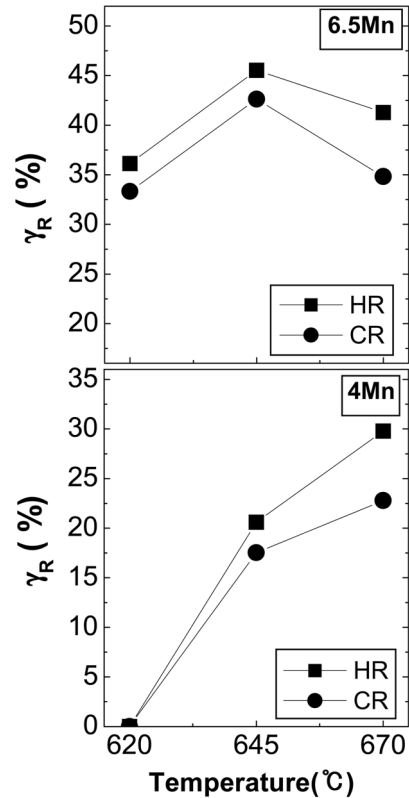


Fig. 5. Effect of fabrication process on the volume fraction of retained austenite(γ_R) in the 4Mn and 6.5Mn steels reversely transformed for 1 hr.

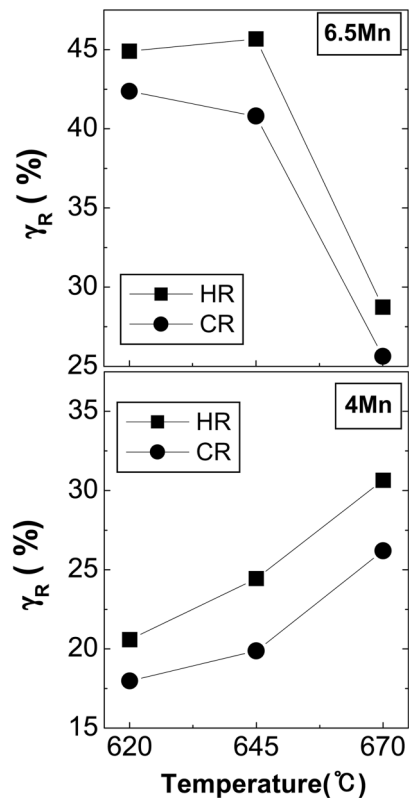


Fig. 6. Effect of fabrication process on the volume fraction of retained austenite(γ_R) in the 4Mn and 6.5Mn steels reversely transformed for 12 hrs.

와 냉연재 모두 645°C에서 최대치를 보이다가 670°C의 고온 역변태시 현저하게 감소하는 경향을 보였다. 그러나 4Mn강은 열연재와 냉연재 모두 역변태 온도가 상승함에 따라 증가하는 경향을 보이며 620°C의 역변태처리 온도에서 잔류오스테나이트는 검출되지 않았다. 이러한 이유는 4Mn강의 A_{c1} 온도가 620°C 보다 높아 이 온도에서 1시간 정도의 단시간 역변태처리한 경우는 오스테나이트가 생성되지 않고, Fig. 4에서 지적한 바와 같이 오스테나이트내로의 Mn 확산이 불충분하여 냉각시 잔류하는 오스테나이트가 감소하기 때문이다.

Fig. 6의 12시간 열처리한 6.5Mn강의 경우는 1시간 열처리한 경우와 달리 잔류오스테나이트량은 620°C~645°C에서 최대치를 보였으며, 670°C에서는 잔류오스테나이트량의 감소율이 1시간의 경우보다 뚜렷하게 컸다. 이것은 비교적 저온 역변태 처리시에는 입상탄화물의 용해로 오스테나이트의 탄소 재분배가 일어나고 역변태후 탄화물의 재석출이 억제됨으로써 오스테나이트의 화학적 안정성이 큰데 비하여 670°C의 고온 장시간 역변태처리에서는 오히려 오스테나이트 내의 C, Mn 농도가 점차 감소하여 오스테나이트가 불안정해지고 일부 오스테나이트는 냉각과정에서 페라이트나 마르텐사이트로 변태되기 때문이라고 생각된다.

Fig. 5에서 설명한 바와 같이 4Mn강은 620°C의 저온에서 1시간 역변태처리시 잔류오스테나이트가 나타나지 않았지만 Fig. 6의 12시간 역변태처리한 경우 잔류오스테나이트량은 약 16~21vol.% 정도이었다. 이러한 현상은 비록 이 강종을 A_{c1} 온도 이하에서 열처리하여도 장시간 역변태처리한 경우 확산에 의해 오스테나이트내에 C, Mn이 국부적으로 농축되면 그 부위의 변태온도는 저하되므로 오스테나이트가 잔류할 수 있을 것이다. 따라서 4Mn강은 6.5Mn강과 달리 열처리온도가 상승함에 따라 잔류오스테나이트량이 증가하며, 특히 670°C에서 열처리한 경우 645°C보다 더욱 많은 양의 잔류오스테나이트가 생성됨을 알 수 있다. 생성된 잔류오스테나이트량은 1시간과 12시간의 경우 모두 6.5Mn강이 4Mn강에 비해서 약 12~36vol.% 정도 많았으며, 냉연재가 열연재 보다 잔류오스테나이트량이 적었다. 이것은 열연조직인 래스상의 베이 나이트나 마르텐사이트 조직이 냉간가공에 의해 심한 변형을 받거나 깨어지게 되므로 역변태시 오스테나이트의 핵생성 장소가 될 수 있는 래스 계면이나 γ/α 입계면적이 증가하게 되지만 다수의 전위 도입으로 인해 잔류오스테나이트가 성장하지 못하고 결과적으로 잔류오스테나이트 부피분율이 열연재에 비해 작게 나타난다고 판단된다. 이때 잔류오스테나이트량의 최대값은 6.5Mn강에서 나타났으며, 열연재는 645°C에서 12시간 열처리한 경우에 46vol.%, 냉연재는 645°C에서 1시간 열처리한 경우 43vol.%이었다.

3.3. 기계적 성질의 변화

C-Mn계 TRIP강에서 역변태 온도가 너무 낮으면 페라

이트 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 7과 Fig. 8은 12시간 역변태처리한 6.5Mn강과 4Mn강에 대한 역변태온도와 제조공정에 따른 기계적 성질의 변화를 나타낸 것이다. 6.5Mn강은 Fig. 7에서 알 수 있듯이 역변태온도가 상승함에 따라 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태량이 증가되므로 인장강도는 상승하지만 연신율은 감소하였으며 가공성의 지표로 볼 수 있는 강도·연성조합값은 열연, 냉연 시편 모두 645°C에서 최대값을 보이고 670°C에서는 연신율의 저하로 인하여 급격히 감소하였다. 이와같은 경향은 열처리 온도에

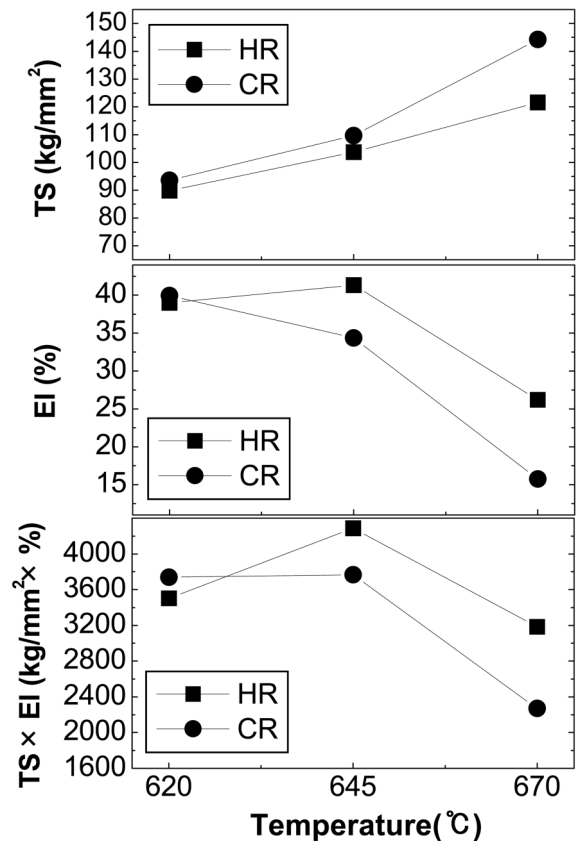


Fig. 7. Effect of holding temperature on the tensile properties of the 6.5Mn steel reversely transformed for 12 hrs.

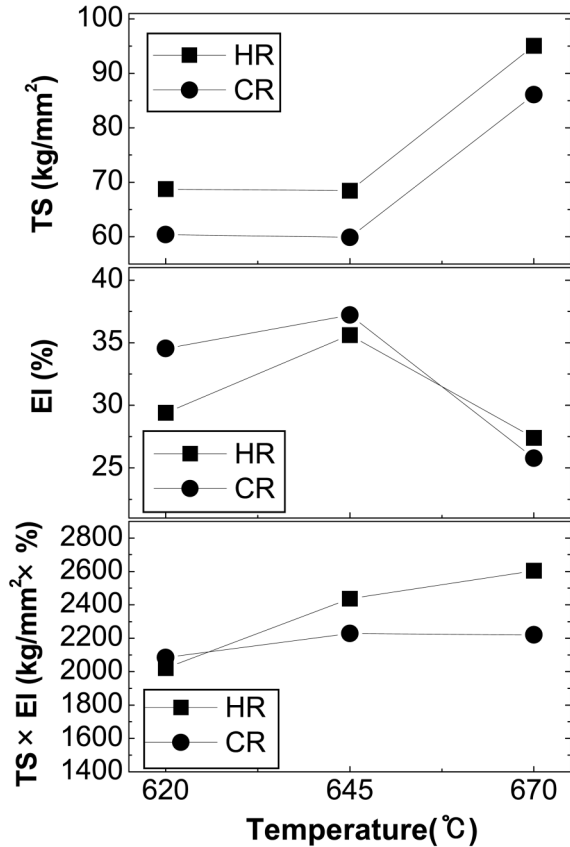


Fig. 8. Effect of holding temperature on the tensile properties of the 4Mn steel reversely transformed for 12 hrs.

다른 잔류오스테나이트량을 나타낸 Fig. 6와 비슷한 양상을 보이며, 특히 670°C의 고온 역변태처리시 급격한 연성저하는 잔류오스테나이트의 감소와 더불어 마르텐사이트량의 증가에 기인하며 잔류오스테나이트의 화학적 안정성과 밀접한 관련이 있음을 알 수 있다. Fig. 8은 4Mn강의 기계적성질을 나타낸 것으로 6.5Mn강과 비교했을 때 인장강도, 연신율 및 강도·연성조합값이 현저히 낮게 나타났으며 연신율은 645°C에서 최대값을 나타내고, 그 이후 감소하였다. Fig. 5에서는 알 수 있듯이 잔류오스테나이트량은 열처리온도가 상승함에 따라 증가하여 670°C에서는 최대값을 나타내었지만, 연신율은 급격히 감소하였다. 따라서 강도와 연성은 잔류오스테나이트량만으로는 설명하기 곤란하고 잔류오스테나이트의 안정성을 고려한 열처리조건의 설정이 필요하다. 강도·연성조합의 측면에서 볼 때 가장 우수한 강도·연성조합값을 나타내는 열연 및 냉연재의 역변태처리 조건은 6.5Mn강을 645°C에서 12시간 정도 열처리하는 것이 바람직하며, 이때 열연재의 강도·연성조합값은 4,250 kg/mm²·%이며, 냉연재는 3,770 kg/mm²·%이었다.

Fig. 9는 6.5Mn강과 4Mn강을 각종 역변태 온도에서 1시간 역변태처리한 시편의 항복비를 나타낸 것이다. 역변태 온도가 상승함에 따라 항복비가 감소하며 역변태 온도가 높을수록 항복비의 감소율이 증가하였다. 이것은 역변태 온도가 높을수록 잔류오스테나이트량이 감소하고 안

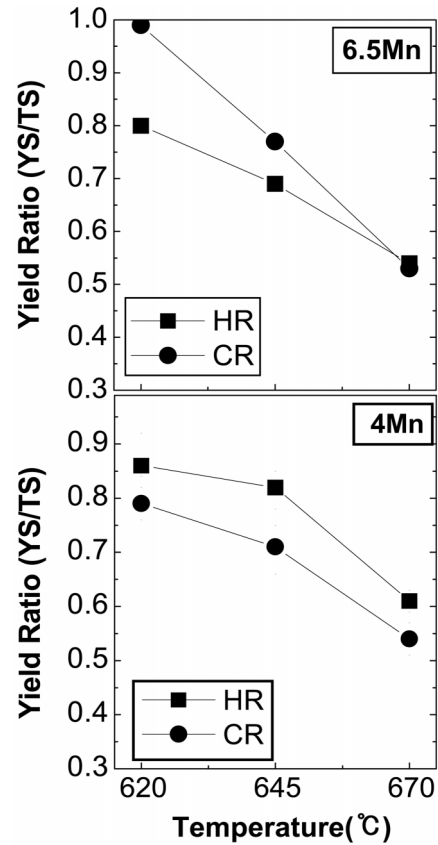


Fig. 9. Effect of holding temperature on the yield ratio(YS/TS) of the 4Mn and 6.5Mn steels reversely transformed for 1 hr.

정성이 떨어지며 마르텐사이트량이 증가하기 때문이다. 특히, 670°C의 고온에서 역변태 처리한 경우 항복비가 0.5~0.6 정도로 매우 낮게 나타난 것은 역변태 온도가 상승할수록 인장강도의 증가를 보다 항복강도의 감소율이 상대적으로 크고, 마르텐사이트 변태시 발생한 압축 응력으로 주변의 페라이트 내부에 유동성 전위가 도입되어 항복강도가 매우 낮아지기 때문이다.

4. 결 론

본 연구는 6.5Mn강과 4Mn강에 대해서 역변태 처리에 따른 열간압연판과 냉간압연판의 잔류오스테나이트량, 기계적 성질 등을 조사하여 다음과 같은 결론은 얻었다.

1) 잔류오스테나이트는 6.5Mn강이 4Mn강에 비해서 또한 열연재의 경우가 냉연재보다 많이 생성되었다. 잔류오스테나이트의 최대값은 6.5Mn강을 645°C에서 12시간 열처리한 경우 열연재는 46vol.%, 냉연재는 1시간 열처리한 경우 43vol.% 이었다.

2) 인장강도는 역변태처리 온도가 상승함에 따라 증가하지만 연신율은 급격히 감소하였다. 이것은 잔류오스테나이트량의 감소와 더불어 마르텐사이트량의 증가에 기인하며 잔류오스테나이트의 화학적 및 기계적 안정성과 밀접한 관련이 있다.

3) 가장 우수한 강도·연성조합값을 나타내는 열연 및

냉연재의 역변태처리 조건은 6.5Mn강을 645°C에서 12시간 정도 역변태처리한 경우이며, 이때 열연재의 강도·연성조합값은 4,250 kg/mm²·%이며, 냉연재는 3,770 kg/mm²·%이었다.

감사의 글

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

참 고 문 헌

1. H. J. Koh, Ph. D. Thesis, POSTECH (1998).
2. S. Hayami and T. Furukawa, *Microalloying*, **75**, 87 (1975).
3. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi, *Trans. Iron and Steel Inst. Japan*, **27**, 571 (1987).
4. H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu, *Metall. Trans.*, **20A**, 437 (1989).
5. T. Furukawa, *Mater. Sci. Tech.*, **5**, 465 (1989).
6. T. Furukawa, H. Hwang and O. Matsumura, *Mater. Sci. Tech.*, **10**, 964 (1994).
7. R. L. Miller, *Trans. ASM*, **57**, 892 (1964).
8. R. L. Miller, *Trans. ASM*, **61**, 592 (1968).
9. H. Huang, O. Matsumura and T. Furukawa, *Mater. Sci. and Tech.*, **10**, 621 (1994).
10. H. C. Chen, K. Tomokiyo, H. Era and H. Shimizu, *J. Iron and Steel Inst.*, **75**, 56 (1989).
11. J. H. Chung, Ph. D. Thesis, POSTECH (1993).
12. G. R. Speich, V. A. Demarest and R. L. Miller, *Metall. Trans.*, **12A**, 1419 (1981).