

0.14C-6.5Mn TRIP강의 기계적 성질에 미치는 제조공정의 영향

이오연·류성일

전북대학교 신소재공학부, 공업기술연구소

Effect of Fabrication Processes on the Mechanical Properties of 0.14C-6.5Mn TRIP Steels

O. Y. Lee and S. I. Ryu

Division of Advanced Materials Engineering & RIIT, Chonbuk National University, Chonju 561-756

(2001년 1월 16일 받음, 2001년 4월 20일 최종수정본 받음)

초 록 본 연구는 제조공정을 달리한 0.14C-6.5Mn강을 2상영역에서 역변태처리 하였을 때 다량의 잔류오스테나이트를 생성시키기 위한 열처리 조건을 제시하고 잔류오스테나이트의 생성과 관련하여 미세조직 관찰, C, Mn의 분배거동 및 기계적성질을 조사하였다. 잔류오스테나이트는 역변태처리시 오스테나이트내에 C, Mn의 확산으로 농축되어 안정화되며 연성향상에 크게 기여한다. 30% 이상의 잔류오스테나이트를 확보하기 위해서는 645℃에서 역변태처리하는 것이 효과적이지만, 잔류오스테나이트의 부피분율과 기계적안정성을 고려하면 620℃에서 열처리하는 것이 바람직하다. 냉연재의 강도·연성조합값은 3강종 모두 620℃에서 1시간 역변태처리한 경우 4000kg/mm² 정도로 매우 우수하지만 고온에서는 연성감소로 인하여 그 값이 현저하게 저하하였다. 0.14C-6.5Mn계 TRIP강에서 잔류오스테나이트 생성과 기계적성질에 미치는 1.1%Si 첨가효과는 매우 미약하였다.

Abstract This research was examined the effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties and retained austenite formation in 0.14C-6.5Mn steels for the development of a high strength high ductility steel, using of transformation induced plasticity due to retained austenite. The stability of retained austenite is very important for the good ductility and it depend on diffusion of carbon and manganese during reverse transformation. It is effective to heat treat at 645℃ in order to obtain over 30 vol.% of retained austenite. However, it is more desirable to heat treat at 620℃, considering the volume fraction and mechanical stability of retained austenite. The strength-elongation combination in cold rolled steel sheets after reverse transformed at 620℃ for 1hr was about 4000kg/mm², but it decreased rapidly with increasing holding time at high temperature due to the decrease of ductility. The addition of 1.1%Si in 0.14C-6.5Mn TRIP steel does not improve the mechanical properties and retained austenite formation.

Key words: 0.14C-6.5Mn TRIP steel, reverse transformation, retained austenite, chemical and mechanical stability, strength-elongation combination

1. 서 론

지금까지 알려져 있는 자동차용 고강도 강판은 석출경화형 강판, 고용강화형 강판, 2상조직 강판 등이 있지만 Zackay 등¹⁾에 의해 보고된 TRIP형 고강도 강판은 강도·연성조합이 우수할 뿐만 아니라 roll quenching line으로 제조가 가능하여 많은 연구가 수행되어 왔고^{2,3)} 또한 자동차의 범퍼, 도어 보강재 및 member와 같은 구조부품등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다.

기존 Si-Mn계 TRIP강의 대표적인 화학조성은 0.2~0.4% C-1.5% Mn-1.5% Si이므로서 다량의 잔류오스테나이트를 얻기 위하여 2단 열처리공정을 적용하고 있다. 즉, 오스테나이트 영역 또는 $\alpha+\gamma$ 2상영역으로 가열한 후 급냉한 다음, 베이나이트 영역에서 항온변태시키므로서 15~40% 정도의 잔류오스테나이트량을 함유한 복합조직강을 제조하고 있다.⁴⁻⁶⁾ 이 강종에서 C, Si, Mn 성분은 잔류오스테나이트의 형성에 유용한 역할을 하며 C>Si>Mn순으로 그 효과가 크다고 알려져 있는데, 특히 2% 정도의 Si첨가는

항온변태처리시 베이나이트 영역에서 탄화물의 형성을 억제함으로써 잔류오스테나이트 형성에 큰 기여를 하는 것으로 보고되고 있다.⁷⁻⁹⁾ 그러나 용접성 향상을 위해 탄소 함량을 낮출 경우 다량의 안정적인 잔류오스테나이트를 얻기 힘들다. 최근 Furukawa 등^{10,11)}은 Si를 첨가하지 않은 저C-고Mn강을 열간압연한 후 단순히 역변태(reverse transformation) 처리를 함으로써 마르텐사이트 또는 베이나이트 기지에 다량의 잔류오스테나이트를 함유한 고연성·고강도의 TRIP강을 제조하였다. 이 방법은 열간압연관을 역변태 처리한 다음 상온에 냉각시키는 열처리방법으로서 0.14% C-5% Mn강을 650℃에서 3시간 역변태처리 하였을 때 30%의 잔류오스테나이트를 얻었으며, 이때의 강도·연성조합값은 2500MPa·%이었다.

그러나 Furukawa의 결과는 열간압연 후 역변태시킨 열연 TRIP강에 관한 연구이며, 동 강종의 주된 용도인 2.0mm 이하의 자동차용 강판을 제조하기 위한 냉연 TRIP강의 개발에 관한 연구는 아직까지 거의 이루어지지 않고 있다. 본 연구에서는 0.14C-6.5Mn TRIP강에 대하여 Si첨

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

| chemical composition(wt. %) | | | | | | | temperature(°C) | |
|-----------------------------|------|------|------|-------|--------|------|-----------------|-----------------|
| C | Si | Mn | P | S | sol.Al | Fe | A _{C1} | A _{C3} |
| 0.14 | - | 6.52 | 0.02 | 0.005 | 0.06 | bal. | 607 | 723 |
| 0.14 | 0.51 | 6.58 | 0.02 | 0.005 | 0.06 | bal. | 596 | 719 |
| 0.14 | 1.10 | 6.63 | 0.02 | 0.005 | 0.05 | bal. | 588 | 712 |

가 효과와 역변태 처리조건에 따른 열간압연판 및 냉간압연판의 미세조직과 잔류오스테나이트 형성에 미치는 열처리 영향의 검토하므로써 고연성을 가지는 고강도 TRIP강의 제조조건을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편 및 열처리

시편은 진공유도용해하여 50mm 두께의 슬라브 형태로 주조한 다음 1200°C로 재가열하여 1시간 유지후 pilot 열간압연기에서 마무리 압연온도를 900°C로 하여 두께 3.0mm로 열간압연하였다. 열간압연 직후 강판에 물을 분사하여 560°C까지 냉각시킨 다음 동일 온도로 유지된 열처리로에서 1시간 유지후 노냉처리하여 권취공정을 재현하였다.

여기에서 얻어진 열연판재중 일부 시편은 산세처리한 다음 15~60%로 냉간압연하여 냉간압연판을 제조하였다. 이와같이 제조된 열연재와 냉연재의 역변태처리는 A_{C1} 및 A_{C3}변태점을 참고로 하여 620~670°C 사이의 온도영역에서 열처리한 다음 공냉하였다. 시편의 화학조성과 열팽창시험에 의해 측정된 변태온도는 표 1과 같다.

2.2 미세조직 관찰 및 잔류오스테나이트 측정

열처리된 시편의 조직은 페라이트 기지에 마르텐사이트와 베이나이트 및 잔류오스테나이트 등이 공존하는 다상 혼합조직으로서 잔류오스테나이트는 시편을 박막법에 의해 제작한 다음 투과전자현미경 (philips CM 120)을 사용하여 관찰하였다. 잔류오스테나이트 측정은 시편두께의 1/4 위치까지 밀링가공후 부식한 다음 X-선 회절시험기에서 Mo-K α 선을 이용하여 얻은 (211)_o와 (220)_o, 및 (311)_o 피크의 적분강도로부터 Miller법에 의해 구하였다.

2.3 잔류오스테나이트내의 탄소량 측정

잔류오스테나이트내의 탄소량은 잔류오스테나이트 측정 시편과 동일한 시편을 X-선 회절기에서 Fe-K α target을 사용하여 (220)_o, 및 (311)_o 회절선의 피크강도로부터 다음 식과 같은 Ruhl과 Cohen식을 이용하여 계산하였다.

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

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

2.4 인장시험

인장시험은 시험편을 ASTM 370 규격으로 제작한 다음

2mm/min의 crosshead speed로 실시하여 항복강도, 인장강도 및 연신율을 구하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직관찰

0.14C-6.5Mn계 TRIP강은 역변태처리 조건에 따라 다르지만 10~40%의 오스테나이트와 페라이트, 마르텐사이트 및 소량의 베이나이트 조직으로 되어있다. 이들 제 2상의 부피분율은 초기조직과 역변태처리 조건에 따라 크게 영향을 받는다. 열간압연시 마무리 온도가 높으면 침상의 페라이트와 제 2상으로 구성되는데 고온 권취에서는 주로 베이나이트 조직이 저온권취에서는 베이나이트와 마르텐사이트 조직을 갖게 되며, 이들 초기조직의 부피분율과 특성에 따라 열처리후 기계적성질도 달라진다.

그림 1은 0.14C-0.5Si-6.5Mn조성의 열연판을 620°C에서 1시간 역변태처리후 공냉하였을때 잔류오스테나이트의 형상을 보여주고 있는 TEM 사진이다. 여기서 잔류오스테나이트는 대부분 lath 형태로 존재하는데, 이것은 잔류오스테나이트가 주로 γ/α 계면에서 핵생성되어 이들 계면을 따라 성장하기 때문이며 또한 초기 열연조직에서 bainite lath 경계에 존재했던 film 형상의 잔류오스테나이트가 역변태시 그 형상을 유지하면서 성장하는것도 중요한 하나의 이유가 될 것이다. 오스테나이트의 핵생성은 주로 prior 오스테나이트 입계와 미세한 탄화물이 존재하는 래스 경계에서 생성되며¹²⁾, 본 실험시편에서는 열연상태에서도 잔류오스테나이트가 8~10% 존재하기 때문에 잔류오스테나이트의 형상은 대부분 래스형상을 갖는다.

그러나 그림 2의 냉연재에서는 잔류오스테나이트가 0.2~0.3 μm 크기를 갖는 granular 형상으로 존재하고 있다. 이것은 초기조직인 lath 상의 베이나이트나 마르텐사이트 조직이 냉간가공에 의해 심한 변형을 받거나 깨어지게 되므로 역변태시 오스테나이트의 핵생성 장소가 될 수 있는 γ/α 계면이 현저하게 증가하게 되고 다수의 전위도입으로 핵생성을 촉진하기 때문이라고 생각된다. 특히 이들 전위는 Cottrell 분위기를 형성하므로써 미변태의 오스테나이트 중에 탄소의 확산을 용이하게 하여 저온영역의 역변태 온도에서도 빠르게 오스테나이트를 안정화시킬 것이다.¹³⁾ 잔류오스테나이트 크기는 역변태온도가 상승함에 따라 약간 증가하는 경향을 나타내며 입계에 다수의 적층결함이 보인다. 이와같이 잔류오스테나이트 입계에 적층결함이 형성되는 이유는 다음과 같이 설명할 수 있다. 오스테나이트의 생성과정에서 오스테나이트는 베이나이트나 마르텐사이트 래스에 의해 구속을 받게 되고, 이때 Mn 또는 탄소가 확산되어

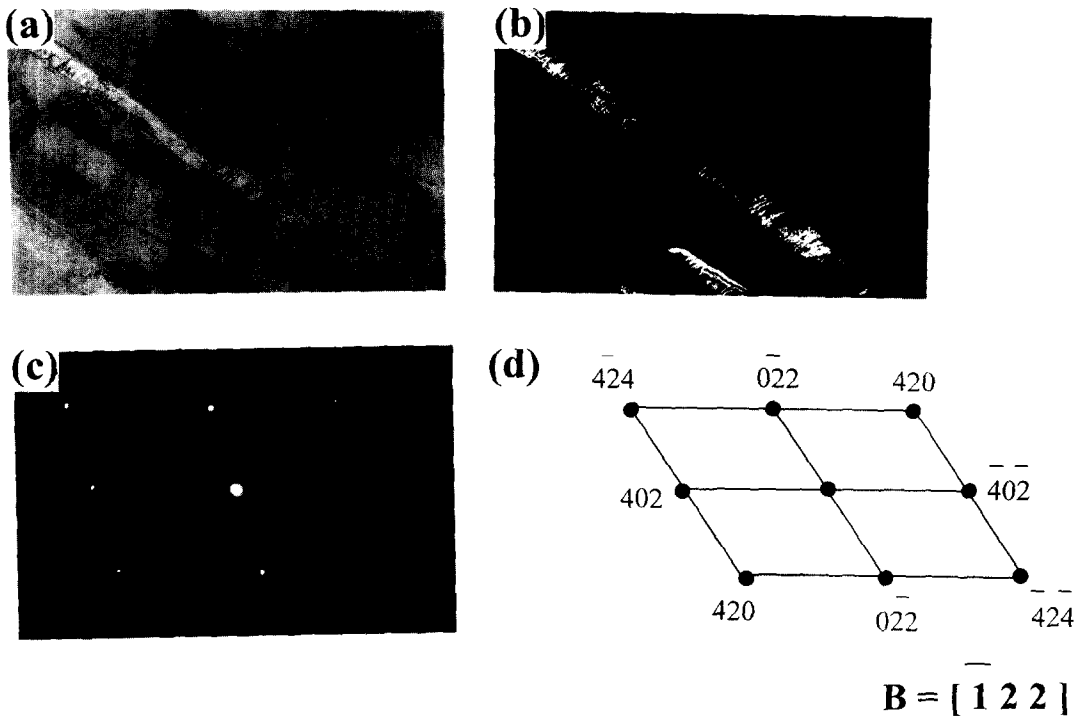


Fig. 1. TEM micrographs showing the morphology of the retained austenite in hot rolled 0.14C-0.5Si-6.5Mn steel obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr. (a) bright field image (b) dark field image (austenite) (c) SADP (d) Indexing

축적하게 되면 오스테나이트 내부는 더욱 큰 내부응력을 받게 되므로 이를 이완시키기 위하여 적층결함이 형성될 것으로 생각된다.¹⁴⁾

3.2 역변태에 의한 잔류오스테나이트량의 변화

그림 3은 각종온도에서 역변태처리한 시편의 잔류오스테나이트량을 나타낸것으로서 1시간 역변태처리한 열연재의 잔류오스테나이트량은 열처리온도가 상승함에 따라 증가하지만 냉연재는 645°C에서 최대치를 보이다가 670°C의 고온역변태시 현저히 감소하는 경향을 보였다. 이러한 현상은 12시간 동안 역변태처리한 경우에 더욱 뚜렷하게 나타났다.

역변태 온도가 상승할수록 짧은 유지 시간에서 잔류오스테나이트량이 최대가 되고 그 이후 감소하는 현상은 다음과 같이 설명할 수 있다. 역변태 온도로 가열할 때 각 상의 체적분율과 농도는 A_{C1} 과 A_{C3} 온도사이의 가열온도에 따라 변화한다. 낮은 역변태 온도에서는 오스테나이트내의 C, Mn농도가 높아 오스테나이트의 안정성은 높지만 오스테나이트의 체적분율이 적으며, 반대로 높은 역변태 온도에서는 오스테나이트내의 C, Mn농도가 낮아 오스테나이트의 안정성은 낮지만 오스테나이트의 체적분율은 크다. 잔류오스테나이트량은 오스테나이트의 체적분율과 안정성 사이의 균형에 의해 결정된다. 낮은 온도에서는 오스테나이트의 체적분율이 작기 때문에 그 양이 적고 고온에서는 오스테나이트의 안정성이 낮기 때문에 그 양이 적게 된다. 그리고 역변태 온도에서 생성된 오스테나이트의 화학적 및 열적 안정성은 평형에 접근함에 따라 감소한다.

본 시편의 경우 620°C의 비교적 저온 역변태 처리시에는 입상탄화물의 용해로 오스테나이트의 탄소 재분배가 일어나고 역변태후 탄화물의 재석출이 억제되므로서 잔류오스테나이트가 안정화되는데 비하여 고온역에서는 오히려 오스테나이트내부의 C, Mn이 감소하여 오스테나이트가 불안정해지고 670°C에서는 일부 오스테나이트가 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태하기 때문이다.

그림 4와 그림 5는 620°C에서 역변태처리시 Mn의 분배 거동을 조사하기 위해 그림 2(a)의 페라이트와 잔류오스테나이트의 Mn농도를 STEM/EDS로 분석한 그래프이다. 페라이트와 잔류오스테나이트의 Mn량은 각각 2.7%와 12.6%로서 잔류오스테나이트내의 Mn량은 본 시편의 평균 Mn농도에 비하여 약 1.9배의 Mn을 함유하고 있다. 그림 6은 잔류오스테나이트내의 탄소량을 분석한 자료로서 저온 역변태온도인 620°C에서 최대를 나타내었다. 이와 같이 역변태 처리시 C, Mn이 오스테나이트에 분배되는데에 따른 화학적 안정화에 의해 잔류오스테나이트량이 증가하게 된다.

3.3 인장성질의 변화

C-Mn계 TRIP강에서 역변태 온도가 너무 낮으면 페라이트의 분율이 증가하고 오스테나이트 안정화가 불충분하여 강도와 연성이 저하되고 너무 높으면 오스테나이트가 불안정하여 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태되므로 강도는 높지만 연성이 현저하게 저하된다. 따라서 우수한 강도·연성조합을 갖기 위해서는 적절한 역변태처리 조건을 찾는 것이 매우 중요하다.

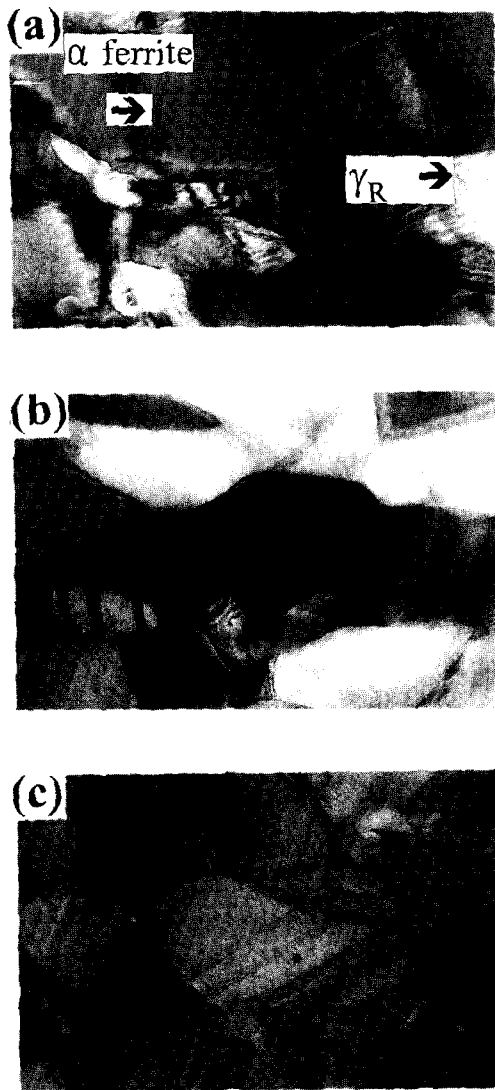


Fig. 2. TEM micrographs showing the morphology of the retained austenite in cold rolled 0.14C-0.5Si-6.5Mn steel obtained by reverse transformation at various temperatures for 1hr. (a) 620°C (b) 645°C (c) 670°C

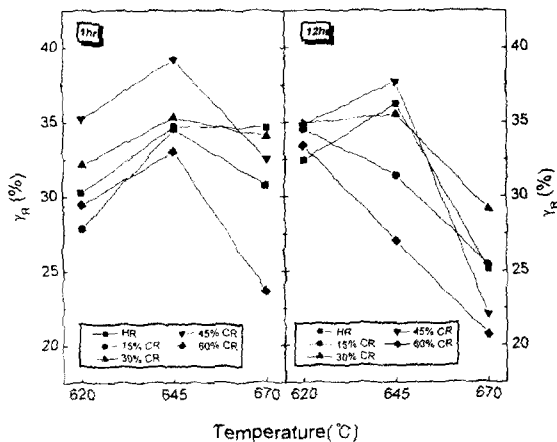


Fig. 3. Effect of reverse transformation conditions on the volume fraction of retained austenite(γ_R) in 0.14C-0.5Si-6.5Mn steel.

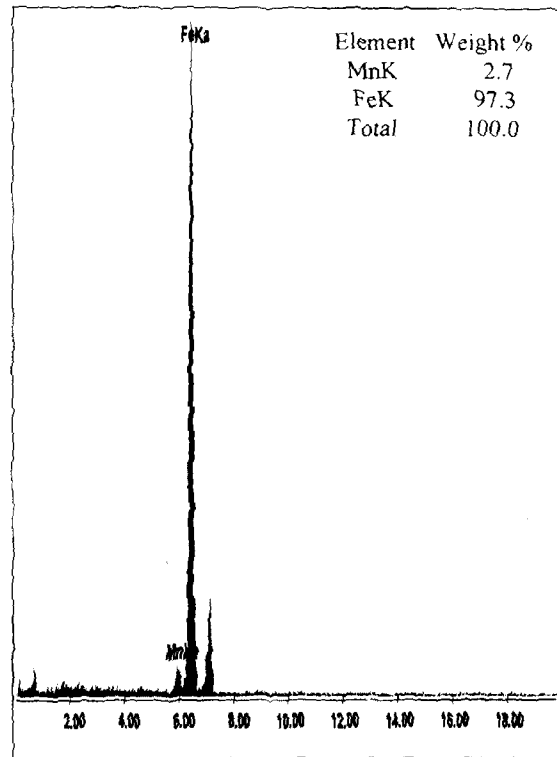


Fig. 4. STEM/EDS analysis of ferrite [Fig. 2(a)] obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr.

Goel 등¹⁵⁾은 잔류오스테나이트를 함유한 복합조직강에서 잔류오스테나이트의 기계적 안정성이 매우 높으면 변형중에 소성유기변태가 일어나지 않기 때문에 강도 및 연성에 거의 영향을 주지 못하며, 또한 안정성이 너무 낮으면 변형 초기단계에서 대부분의 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하기 때문에 강도는 증가하지만 연성은 오히려 감소한다고 하였다. 따라서 적당한 기계적 안정성을 가진 잔류오스테나이트량이 많을수록 TRIP 효과를 증가시켜 강도 및 연성 향상에 기여할 수 있다.¹⁶⁾ 따라서 역변태 처리한 C-Mn계 강의 기계적 성질은 단순한 구성조직으로만 설명될 수 없으며 페라이트와 마르텐사이트의 물성, 잔류오스테나이트의 량과 기계적 안정성을 동시에 고려해야 할 것이다.

그림 7은 제조공정을 달리한 3강종을 각종 역변태 조건에서 열처리한 시편의 잔류오스테나이트량과 연신율과의 관계를 나타낸 것으로서 잔류오스테나이트량이 증가함에 따라 연신율도 증가하는 경향을 보인다. 620°C에서 12시간 역변태 처리한 냉연재들의 평균 잔류오스테나이트량은 약 34% 정도이지만 연신율은 40%를 초과하고 있다. 반면에 645°C에서 열처리한 시편의 잔류오스테나이트량은 620°C의 경우보다 많지만 연신율은 약 25% 정도로서 연성이 현저히 감소하며, 670°C에서는 잔류오스테나이트량이 20% 이상이지만 연신율은 15% 이하를 나타내었다. 따라서 연성은 잔류오스테나이트량만으로 설명하기는 곤란하고 잔류오스테나이트의 기계적 안정성을 고려할 필요가 있다. C-Mn계 TRIP강에서 우수한 강도·연성 조합을 얻기 위해서는 충분한 량의 잔류오스테나이트 확보뿐만 아니라 기계

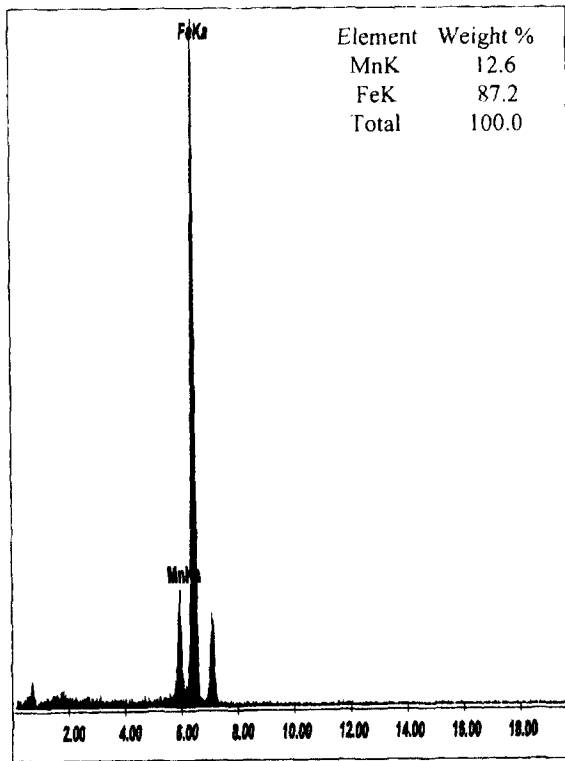


Fig. 5. STEM/EDS analysis of retained austenite [Fig. 2(a)] obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr.

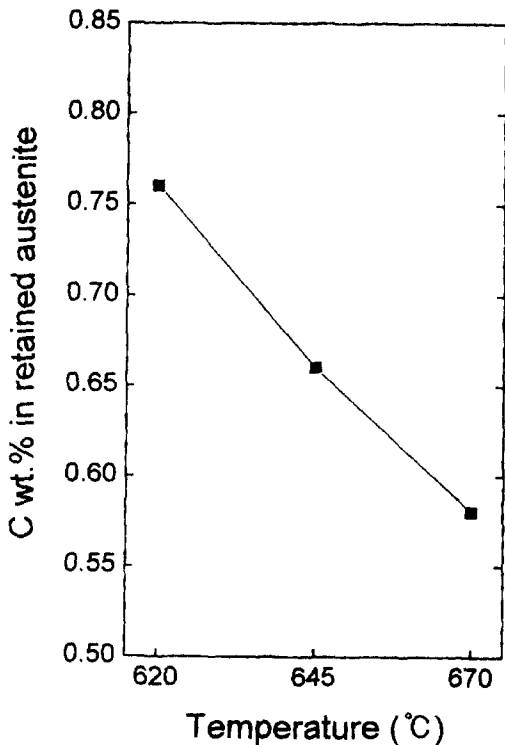


Fig. 6. Effect of reverse transformation temperatures on the carbon content of retained austenite in 0.14C-0.5Si-6.5Mn steel heat treated for 1hr.

적 안정성이 무엇보다도 중요함을 알 수 있다.

그림 8은 Si첨가량이 서로 다른 3강종을 620°C ~ 670°C

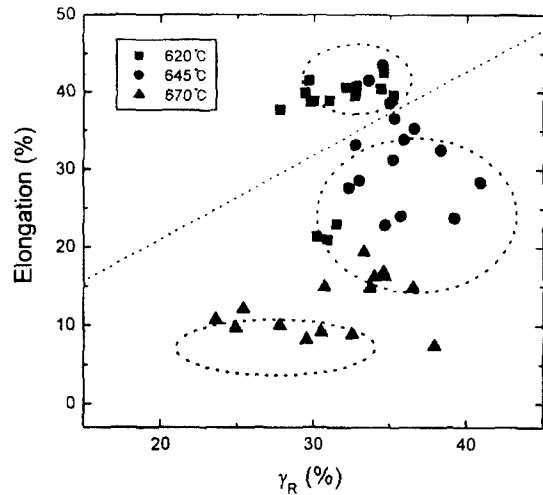


Fig. 7. Relationship between the volume fraction of retained austenite (γ_R) and elongation in 0.14C-6.5Mn steels heat treated for 1hr.

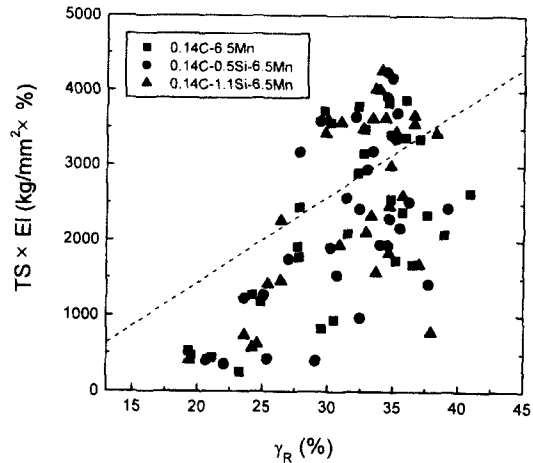


Fig. 8. Relationship between the volume fraction of γ_R and $TS \times EI$ in C-Mn steels.

에서 1시간 및 12시간 역변태 처리하여 생성된 잔류오스테나이트량과 강도·연성조합($TS \times EI$)과의 관계를 나타낸 것이다. 그림 8에서 점선의 좌측은 저온역에서 역변태 처리한 시편에서 얻은 값이며, 이 경우에는 잔류오스테나이트량이 증가할수록 강도·연성조합($TS \times EI$) 값은 거의 직선적으로 비례하여 증가한다. 그러나 고온 장시간 유지했을 경우에는 강도는 높지만 연신율이 현저하게 저하하였다. 본 시험강종에서 최대 강도·연성조합값은 15% 냉연재인 0.14C-1.1Si-6.5Mn 강을 620°C에서 12시간 역변태처리 하였을 때 4,270kg/mm²·%가 얻어졌다.

그림 9는 0.14C-0.5Si-6.5Mn강에서 인장성질에 미치는 냉간가공도의 영향을 나타낸 것이다. 620°C에서 1시간 역변태 처리한 경우 가공도가 증가함에 따라 강도상승에는 크게 영향을 미치지 않지만 연신율의 증가로 인하여 강도·연성조합값이 열연재의 2배정도인 4,000Kg/mm²·%에 이르고있다. 그러나 670°C의 고온 역변태 처리시 강도는 증가하지만 연신율이 저하되므로 냉연재들의 강도·연성조합값은 열연재보다 낮은값을 나타내었다. 따라서 냉연재의

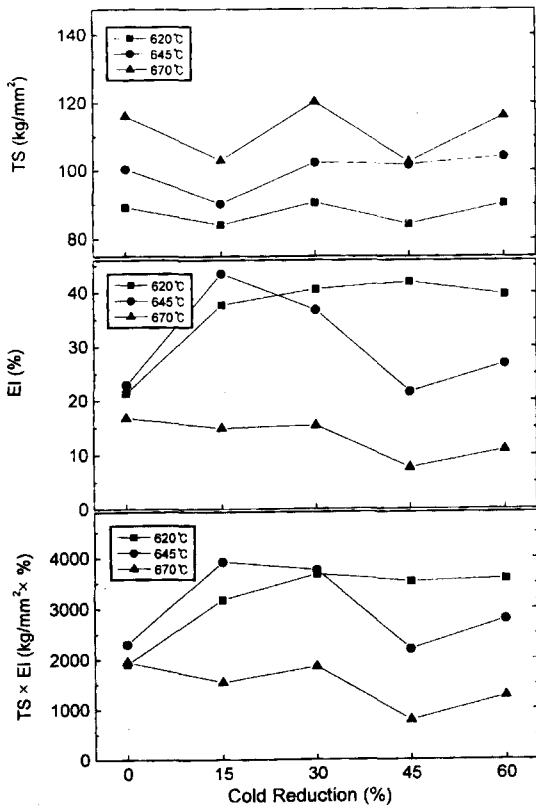


Fig. 9. Changes in tensile properties with various cold reduction in 0.14C-0.5Si-6.5Mn steels heat treated for 1hr.

경우 620°C의 저온 역변태 처리가 바람직함을 알 수 있다.

그림 10은 0.14C-0.5Si-6.5Mn강을 각종 역변태 온도에서 1시간 열처리한 시편의 항복비를 나타낸 것이다. 역변태 온도가 상승함에 따라 항복비가 감소하며 역변태 온도가 높을수록 항복비의 감소율이 현저히 증가하였다. 이러한 현상은 열연재보다 냉연재들에서 더욱 뚜렷하게 나타났다. 이것은 역변태 온도가 높을수록 잔류오스테나이트의 양이 감소하고 안정성이 떨어지며 마르텐사이트량이 증가하기 때문에 항복비가 급격히 감소한다.

특히 670°C에서 역변태 처리한 경우 항복비가 0.2~0.3 정도로 매우 낮게 나타난 것은 마르텐사이트변태시 발생한 압축응력으로 주변의 페라이트 내부에 유동성전위가 도입되어 항복강도가 매우 낮아지기 때문이다. 이러한 현상은 복합 조직강에서도 이미 잘 알려져 있지만, 그 경우에도 항복비는 0.5~0.6 수준으로 본 강종의 경우와 비교하면 여전히 높다. 따라서 본 강종의 낮은 항복비는 마르텐사이트변태 외에도 페라이트 청정화와 불안정한 잔류오스테나이트가 항복응력 이하의 낮은 응력조건에서 변태하는 응력유기 마르텐사이트 변태에 의한 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구는 역변태처리에 따른 열간압연판과 냉간압연판의 잔류오스테나이트량, 기계적성질 및 미세조직의 변화를 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

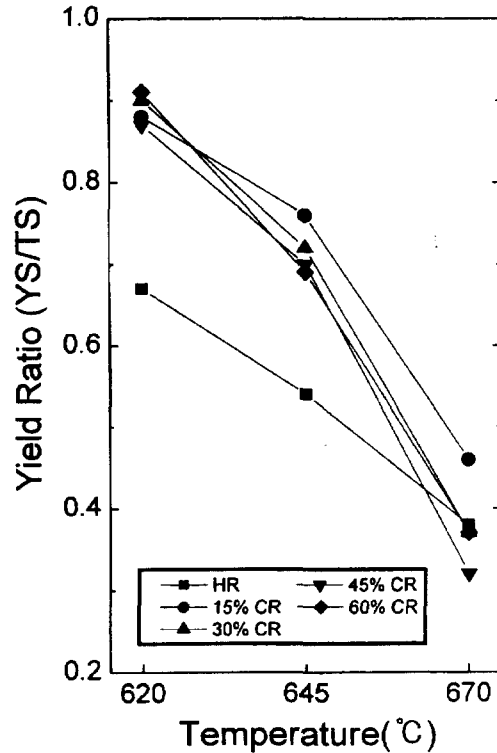


Fig. 10. Effect of reverse transformation temperatures on the yield ratio(YS/TS) in 0.14C-0.5Si-6.5Mn steel heat treated for 1hr.

1) 열연 TRIP강에서 잔류오스테나이트는 대부분 lath 형상이지만 냉연 TRIP강에서는 0.2~0.3μm 크기를 갖는 granular 형상이었다.

2) 역변태 처리온도가 상승함에 따라 인장강도는 증가하지만 연신율이 급격히 저하한다. 이것은 잔류오스테나이트량의 감소와 더불어 마르텐사이트 량의 증가에 기인하며 잔류오스테나이트의 기계적 안정성과 밀접한 관련이 있다.

3) 냉연 TRIP강의 강도·연성조합값은 3강종 모두 620°C의 저온역에서 역변태 처리한 경우 4000kg/mm²·% 정도로 매우 우수하지만, 670°C에서는 연신율의 저하로 인하여 강도·연성조합이 현저하게 저하된다.

4) 0.14C-6.5Mn계 TRIP강에서 잔류오스테나이트 생성과 기계적성질에 미치는 1.1% 이하의 Si 첨가효과는 매우 미약한 것으로 나타났다.

감사의 글

본 연구는 1999년도 포항중합체철주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고 문헌

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, and R. Bush, Trans. ASM, 60, 252 (1967).
2. S. Hayami, T. Fukawa, Microalloying 75, Union Carbide Corp., New York, 87 (1975).
3. O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi, Trans., 27, 571 (1987).

4. S. J. Mates and R. F. Hehemann, *Trans. Met. Soc. AIME*, No. **221**, 179 (1961).
5. R. Le. Houillier, G. Egin and A. Dube, *Metall. Trans.*, **2**, 2645 (1971).
6. H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds, *Metall. Trans.*, **10**, 895 (1979)
7. W. S. Owen, *Trans. ASM*, **46**, 812 (1954).
8. W. C. Leslie and G. C. Rauch, *Metall. Trans.*, **9**, 343 (1978).
9. R. Le Houillier, G. Begin, and A. Dube, *Metall. Trans.*, **2**, 2645 (1971).
10. T. Furukawa, *Mater. Sci and Tech.*, **5**, 465 (1989).
11. T. Furukawa, H. Huang, and O. Matsumura, *Mater. Sci and Tech.*, **10**, 964 (1994).
12. H. Huang, O. Matsumura and T. Furukawa, *Mater. Sci and Technol*, **10**, 621 (1994).
13. 津崎兼彰, 牧正志, 熱處理, **32**, 10 (1992).
14. 陳煌泉, 友清 憲治, 惠良 秀則, 清水 峯男, 鐵と鋼, **75**, 56 (1989).
15. N. C. Goel, S. Sangal, and K. Tangri, *Metall. Trans.*, **16**, 2013 (1985).
16. A. K. Sachdev, *Acta. Met.*, **31**, 2037 (1983).