

## 0.14C-6.5Mn 합금강의 미세조직과 잔류오스테나이트 형성에 미치는 역변태처리의 영향

송기홍 · 이오연\*

전주공업대학 정밀기계과  
\*전북대학교 신소재개발연구소

### Effect of Reverse Transformation on the Microstructure and Retained Austenite Formation of 0.14C-6.5Mn Alloy Steel

K. H. Song and O. Y. Lee\*

Department of Precision Mechanics, Jeonju Technical College.

\*Research Institute of Advanced Materials Development, Chonbuk National University.

**Abstract** The present study aimed to develop the TRIP(transformation induced plasticity) aided high strength low carbon steel sheets using reverse transformation process. The cold-rolled 0.14C-6.5Mn steel was reverse-transformed by slow heating to intercritical temperature region and air cooling to room temperature. An excellent combination of tensile strength and elongation of 98.3 kgf/mm<sup>2</sup> and 44.4% appears. This combination comes from TRIP phenomena of retained austenite during deformation. The stability of retained austenite is very important for the good ductility and it depends on diffusion of carbon and manganese during reverse transformation. The air cooling after holding at intercritical temperature retards the formation of pearlite and provides the carbon enrichment in retained austenite, resulting the increase of elongation in cold-rolled TRIP steel.

(Received June 8, 2000)

**Key words:** 0.14C-6.5Mn TRIP steel, Reverse transformation, Retained austenite, Chemical and mechanical stability, Strength-elongation combination.

## 1. 서 론

현재 신일본 제철에서 개발·생산되고 있는 대표적인 TRIP강은 고C-Si-Mn계로서 베이나이트 변태시 입체단화물의 석출방지 및 다량의 잔류오스테나이트를 얻기 위하여 탄화물 형성 억제원소인 Si, Al을 첨가하는 고C-고Si의 합금설계 방법을 채용하고 있는데, C 및 Si함량이 높기 때문에 용접성 및 생산성이 저하하고 2단 열처리를 행하기 때문에 설비와 생산비 면에서도 단점을 가지고 있다. 따라서 C와 Si함량을 낮춘 새로운 개념의 TRIP강 개발을 위한 합금설계와 제조공정의 개발이 요구되고 있는 실정이다.

지금까지 알려져있는 자동차용 고강도 강판은 석출경화형 강판, 2상조직 강판등이 있지만 Zackay등[1]에 의해 보고된 TRIP형 고강도 강판은 강도·연성조합이 우수할뿐만 아니라 roll quenching line으로 제조가 가능하여 많은 연구가 수행되어 왔고[2,3] 또한 자동차의

범퍼, 도어보강재 및 member와 같은 구조부품등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다. 최근 Furukawa등[4,5]은 Si를 첨가하지 않은 저C-고Mn강을 열간 압연한 후 단순한 역변태(reverse transformation)처리를 함으로써 마르텐사이트 또는 베이나이트 기지에 다량의 잔류오스테나이트를 함유한 고연성·고강도의 TRIP강을 제조하였다. 이 방법은 열간압연판을 역변태 처리한 다음 상온에 냉각시키는 열처리방법으로서 0.14%C-5%Mn강을 650°C에서 3시간 역변태처리 하였을 때 30%의 잔류오스테나이트를 얻었으며, 이 때의 강도·연성조합값은 2500Mpa·%이었다.

그러나 Furukawa의 결과는 열간압연후 역변태시킨 열연TRIP강에 관한 연구이며 동 강종의 주된 용도인 2.0mm이하의 자동차용 강판을 제조하기 위한 냉연TRIP강의 개발에 관한 연구는 아직까지 거의 이루어지지 않고 있다. 본 연구에서는 0.14C-6.5Mn TRIP강에 대하여 역변태 처리조건에 따른 열간압연판 및 냉간압

연판의 미세조직과 잔류오스테나이트 형성에 미치는 열처리의 영향을 검토함으로써 고연성을 가지는 고강도 TRIP강의 제조조건을 제시하고자 하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시편 및 열처리

시편은 진공유도용해하여 50 mm 두께의 슬라브형태로 주조한 다음 1200°C로 재가열하여 1시간 유지후 pilot 열간압연기에서 마무리 압연온도를 900°C로 하여 두께 3.0 mm로 열간압연하였다. 열간압연직후 강판에

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

Chemical composition(wt. %)						Temperature(°C)	
C	Mn	P	S	sol.Al	Fe	A <sub>C1</sub>	A <sub>C3</sub>
0.14	6.52	0.02	0.005	0.06	bal.	607	723

물을 분사하여 560°C까지 냉각시킨 다음 동일 온도로 유지된 열처리로서 1시간 유지후 노냉처리하여 권취공정을 재현하였다.

여기에서 얻어진 열연판재중 일부 시편은 산세처리한 다음 45%로 냉간압연하여 냉간압연판을 제조하였다. 이와 같이 제조된 열연재와 냉연재의 역변태처리는 A<sub>C1</sub> 및 A<sub>C3</sub>변태점을 참고로 하여 620~670°C사이의 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 X선 회절시험기에서 Mo-K $\alpha$ 선을 이용하여 얻은 (211) <sub>$\alpha$</sub> 와 (220) <sub>$\gamma$</sub>  및 (311) <sub>$\gamma$</sub> 의 피크의 적분강도로부터 Miller법에 따라 구하였다.

### 2.3. 인장시험

인장시험은 시험편을 ASTM 370 규격으로 제작한 다음 2 mm/min의 crosshead speed로 실시하여 항복강도, 인장강도 및 연신율을 구하였다.

## 3. 실험결과 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 기계적 성질도 달라진다.

Fig. 1은 열간압연한 0.14C-6.5Mn 강 of 투과전자현미경 사진으로서 특정 방위의 베이나이트 래스를 관찰한 것이다. 이들 베이나이트 래스는 prior 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 그 내부로 성장하고 있으며 래스폭

Fig. 1. TEM micrographs of hot rolled steel sheet; (a) bright field image (b) dard field image (c) SADP

은 0.1~0.2  $\mu\text{m}$ 으로 매우 미세하였다. 이들 베이나이트 래스가 성장함에 따라 미변태의 오스테나이트에 탄소가 농축되어 안정화되므로 래스경계에 film 상의 잔류오스테나이트가 존재한다.

Fig. 2는 열연판을 620°C에서 1시간 역변태처리후 공냉하였을 때 잔류오스테나이트의 형상을 보여주고 있는 TEM 사진이다. 여기서 잔류오스테나이트는 대부분 lath 형태로 존재하는데, 이것은 잔류오스테나이트가 주로  $\gamma/\alpha$ 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 생성되며[6], 본 실험시편에서는 열연상태에서도 잔류오스테나이트가 8~10% 존재하기 때문에 잔류오스테나이트의 형상은 대부분 래스형상을 갖는다.

그러나 Fig. 3의 냉연재에서는 잔류오스테나이트가 0.2~0.3  $\mu\text{m}$ 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 수있는  $\gamma/\alpha$ 계면이 현저하게 증가하게 되고 다수의 전위도입으로 핵생성을 촉진하기 때문이라고 생각된다. 특히 이들 전위는 Cottrell 분위기를 형성함으로써

Fig. 3. TEM micrographs showing the morphology of the retained austenite in cold rolled steel sheet obtained by reverse transformation at various temperature for 1hr; (a) 620°C, (b) 645°C, (c) 670°C.

Fig. 2. TEM micrographs showing the morphology of the retained austenite in hot rolled steel sheet obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr;(a) bright field image (b) dard field image (c) SADP (d) indexing.

미변태의 오스테나이트 중에 탄소의 확산을 용이하게 하여 저온영역의 역변태 온도에서도 빠르게 오스테나이트를 안정화시킬 것이다[7]. 잔류오스테나이트 크기는 역변태온도가 상승함에 따라 약간 증가하는 경향을 나타내며 입계에 다수의 적층결함이 보인다. 이와 같이 잔류오스테나이트 입계에 적층결함이 형성되는 이유는 다음과 같이 설명할 수 있다. 오스테나이트의 생성과정에서 오스테나이트는 베이나이트나 마르텐사이트 래스에 의해 구속을 받게 되고, 이 때 Mn 또는 탄소가 확산되어 축적하게 되면 오스테나이트 내부는 더욱 큰 내부 응력을 받게 되므로 이를 이완시키기 위하여 적층결함이 형성될 것으로 생각된다[8].

3.2 역변태에 의한 잔류오스테나이트량의 변화

Fig. 4는 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 안정

성은 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 평

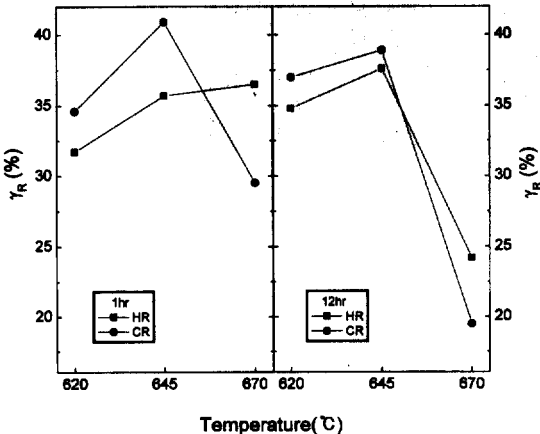


Fig. 4. Effect of reverse transformation conditions on the volume fraction of retained austenite(γ<sub>R</sub>).

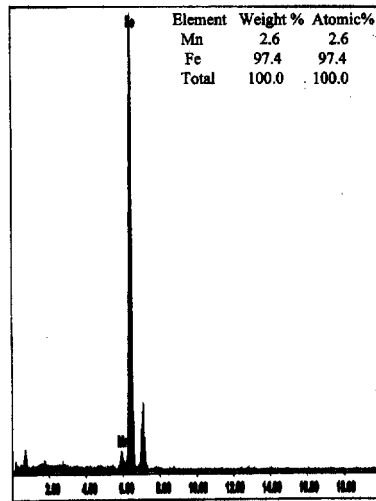


Fig. 5. STEM/EDS analysis of ferrite [Fig. 3(a)] obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr.

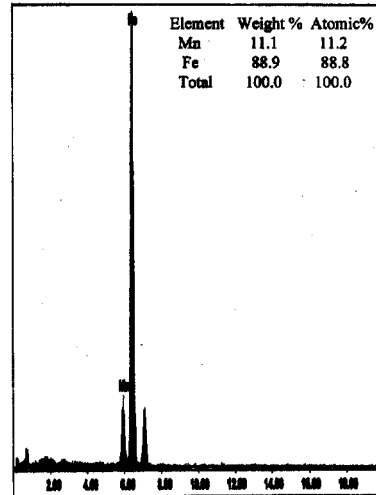


Fig. 6. STEM/EDS analysis of retained austenite [Fig. 3(a)] obtained by reverse transformation at 620°C for 1hr.

형에 접근함에 따라 감소한다.

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

Fig. 5와 Fig. 6은 620°C에서 역변태처리시 Mn의 분배거동을 조사하기 위해 Fig. 3(a)의 A부분(페라이트)과 B부분(잔류오스테나이트)의 Mn농도를 STEM/EDS로 분석한 그래프이다. 페라이트와 잔류오스테나이트의 Mn량은 각각 2.6%와 11.1%로서 잔류오스테나이트내의 Mn량은 본 시편의 평균 Mn농도에 비하여 약 1.7배의 Mn을 함유하고 있다. 이와 같이 역변태 처리시 C, Mn이 오스테나이트에 분배되는 데에 따른 화학적 안정화에 의해 잔류오스테나이트량이 증가하게 된다.

### 3.3 인장성질의 변화

C-Mn계 TRIP강에서 역변태온도가 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 역변태 처리 조건을 찾는 것이 매우 중요하다.

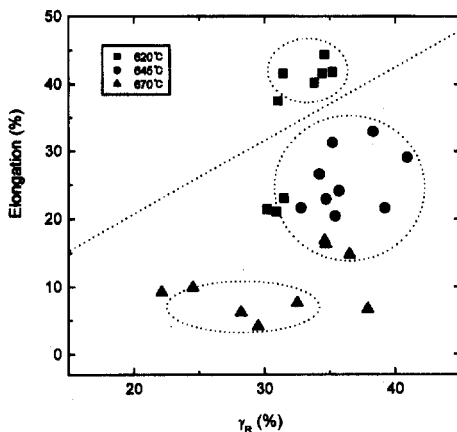


Fig. 7. Relationship between the volume fraction of retained austenite ( $\gamma_R$ ) and elongation in 0.14C-6.5Mn steels reverse transformation for 1hr.

Goel 등[9]은 잔류오스테나이트를 함유한 복합조직강에서 잔류오스테나이트의 기계적 안정성이 매우 높으면 변형중에 변태가 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 TRIP효과를 증가시켜 강도 및 연성 향상에 기여할 수 있다[10]. 따라서 역변태 처리한 C-Mn계 강의 기계적 성질은 단순한 구성조직으로만 설명될 수 없으며 페라이트와 마르텐사이트의 물성, 잔류오스테나이트의 량과 기계적 안정성을 동시에 고려해야 할 것이다.

Fig. 7은 각종 역변태 조건에서 열처리한 열연재 및 냉연재의 잔류오스테나이트량과 연신률과의 관계를 나타낸 것으로서 잔류오스테나이트량이 증가함에 따라 연신률도 증가하는 경향을 보인다. 620°C에서 1시간 역변태처리한 냉연재의 평균 잔류오스테나이트량은 약 34%이지만 연신률은 40%를 초과하고 있다. 반면에 645°C

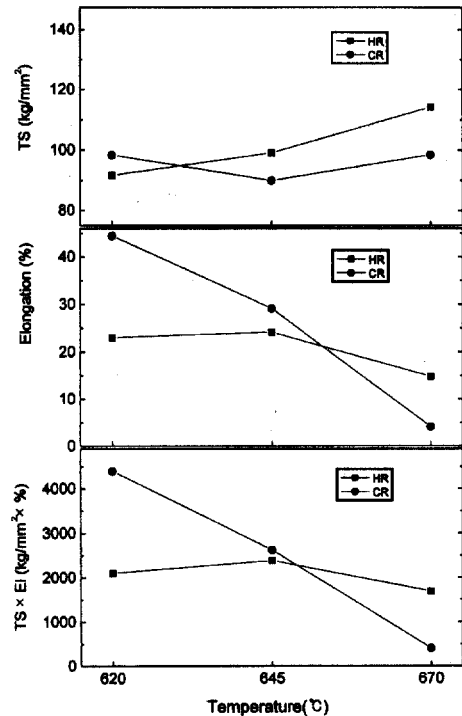


Fig. 8. Effect of reverse transformation temperature on the tensile properties in 0.14C-6.5Mn steel sheets reverse transformation for 1hr.

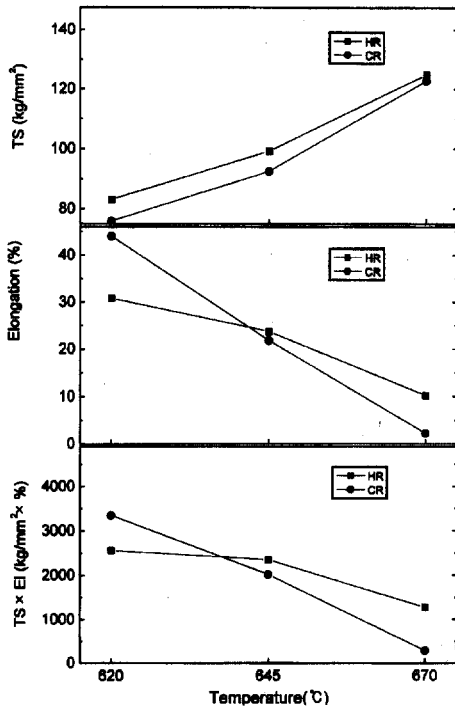


Fig. 9. Effect of reverse transformation temperature on the tensile properties in 0.14C-6.5Mn steel sheets reverse transformation for 12hr.

에서 열처리한 시편의 잔류오스테나이트량은 620°C의 경우보다 많지만 연신률은 약 25%로서 연성이 현저히 감소하며, 670°C에서는 잔류오스테나이트량이 20% 이상이지만 연신률은 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 기계적 안정성이 무엇보다도 중요함을 알 수 있다.

Fig. 8과 9는 0.14C-6.5Mn 강의 역변태온도와 제조 공정조건에 따른 인장강도, 연신률 및 강도·연성조합값의 변화를 나타낸 것이다. 역변태처리온도가 상승함에 따라 인장강도는 증가하고 연신률은 감소하였다. 가공성의 지표로 볼 수 있는 강도·연성조합값은 저온영역에서 열처리한 경우 잔류오스테나이트량이 증가할수록 증가하는 경향을 보이지만 670°C에서는 역변태처리한 경우 연신률의 저하로 인하여 강도·연성조합값이 급격히 저하된다. 이것은 잔류오스테나이트량의 감소와 더불어 마르텐사이트량의 증가에 기인하며 잔류오스테나이트의

기계적 안정성과 매우 밀접한 관련이 있다고 생각된다.

강도·연성조합측면에서 볼 때 가장 우수한 강도·연성조합값을 나타내는 냉연재의 역변태처리 조건은 620°C에서 1시간 정도 열처리하는 것이 바람직하며, 이 때 인장강도와 연신율은 각각 98.3 kgf/mm<sup>2</sup>, 44.4%이었다.

#### 4. 결 론

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

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

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

3) 냉연 TRIP강을 620°C에서 1시간 역변태처리한 경우 인장강도 98.3 kgf/mm<sup>2</sup>, 연신율 44.4%로서 가장 우수한 강도·연성조합을 나타내었다.

#### 후 기

이 논문은 전주공업대학의 “교육부선정 '99 우수 공업계 전문대학 육성”프로그램의 지원으로 연구되었습니다.

#### 참고문헌

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, and R. Bush: Trans. ASM, 60(1967) 252.
2. S. Hayami, T. Frukawa: Microalloying 75, Union Carbide Corp., New York, (1975) 87.
3. O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi: Trans., 27 (1987) 571.
4. T. Furukawa: Mater. Sci and Tech., 5(1989) 465.
5. T. Furukawa, H. Huang, and O. Matsumura: Mater. Sci and Tech., 10(1994) 964.
6. H. Huang, O. Matsumura and T. Furukawa: Mater. Sci and Technol, 10(1994) 621.
7. 津崎兼彰, 牧正志: 熱處理, 第 32卷, 第 1號(1992) 10.
8. 陳 煌泉, 友清 憲治, 惠良 秀則, 清水 峯男; 鐵と鋼, 第 75卷, 第 4号 (1989) 56.
9. N. C. Goel, S. Sangal, and K. Tangri: Metall. Trans., 16A(1985) 2013.
10. A. K. Sachdev : Acta. Met., 31(1983) 2037.