

0.15C-6Mn TRIP강의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 역변태 열처리의 영향

홍 호 · 이오연[†] · 송기홍*

전북대학교 신소재공학부, 신소재개발연구센터
*전주공업대학 컴퓨터응용기계계열

Effect of Reverse Transformation Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of 0.15C-6Mn TRIP Steels

H. Hong, O. Y. Lee[†] and K. H. Song*

Research Center of Advanced Materials Development, School of Advanced Materials Eng.,
Chonbuk National University

*School of Computer Basis Applied Mechanics, Jeonju Technical College

(2003년 6월 10일 받음, 2003년 7월 10일 최종수정본 받음)

Abstract In this paper the effect of intercritical heat treatment on the microstructure and mechanical properties was examined both in the 0.15C-6Mn steels and 0.15C-6Mn steels added with Nb or Ti. This result will be applied into the development of a steel which has the properties of high strength and high ductility resulted from the transformation induced plasticity. The strength-elongation combination was increased as the holding time was increased when the temperature is at 625°C. However, the strength-elongation combination was decreased sharply as the holding time was increased when the temperature is at 675°C. The tensile strength and elongation of a reverse transformed steels added with Ti or Nb was 93 kg/mm² and 40%, respectively. This steel shows higher strength more than 10% of the 0.15C-6Mn steel without loss of ductility. The austenite formed from the reverse transformed treatment has a fine lath type, which has the width size of 0.1-0.3 μm. The TRIP sequence normally transforms the austenite to martensite, however, some of the sequence will produce retained austenite → deformation twin → martensite

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

1. 서 론

지금까지 알려져 있는 자동차용 고강도강은 고용강화, 입자미세화강화 및 석출강화 등의 각종 강화기구를 이용하여 강도를 향상시켜 왔지만, 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 구조부품 등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다. 기존 C-Si-Mn계 TRIP강은 베이나이트 변태시 입계탄화물의 석출방지 및 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위하여 탄화물 형성 억제원소인 Si 과 Al을 첨가하고 있으며, C 및 Si량이 많기 때문에 용접성 및 생산성이 저하되고, 또한 2단 열처리를 행하기 때문에 설비와 생산비 면에서 단점을 가지고 있다.

Furukawa 등^{4,5)}은 Si를 첨가하지 않은 저C-고Mn강을 열간압연한 후 단순히 2상영역에서 역변태 열처리를 함

으로써 마르텐사이트 또는 베이나이트 기지에 다량의 잔류오스테나이트를 함유한 고연성·고강도의 TRIP강을 제조하였다. 이 방법은 열간압연판을 역변태 처리한 다음 상온에 냉각시키는 열처리방법으로서 0.14C-5Mn강을 650°C에서 3시간 동안 역변태처리 하였을 때 30%의 잔류오스테나이트가 얻어졌으며, 이때의 강도·연성조합값은 2,500 MPa·%이었다고 보고하였다. 그러나 잔류오스테나이트의 변태거동에 미치는 화학적 및 기계적 안정성, 합금원소의 첨가효과 등에 관한 연구는 부족한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 0.15C-6Mn과 석출강화원소인 Ti 또는 Nb를 소량 첨가한 강을 역변태 열처리 하였을 때 미세조직의 변화, 기계적성질 및 인장변형시 잔류오스테나이트의 변태거동을 조사하였다.

2. 실험 방법

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

시료는 진공고주파유도로에서 20 kg의 주괴로 용해 주

[†]E-Mail : oylee@moak.chonbuk.ac.kr

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

| Alloy | C | Mn | Si | P | S | sol-Al | Ti | Nb | Fe |
|-------|------|----|-----|-----------|-------|-----------|------|-------|------|
| A | 0.15 | 6 | 0.5 | 0.01~0.02 | 0.005 | 0.03~0.06 | - | - | bal. |
| B | 0.15 | 6 | 0.5 | 0.01~0.02 | 0.005 | 0.03~0.06 | 0.05 | - | bal. |
| C | 0.15 | 6 | 0.5 | 0.01~0.02 | 0.005 | 0.03~0.06 | - | 0.035 | bal. |

조한 후 강과 표면의 pin hole 등을 제거하기 위하여 약 5 mm 연삭하였다. 열간압연은 1250°C에서 2시간 가열한 다음 5회 압연하여 두께 2.4mm 까지 압연하였다. 압연 종료온도는 900°C가 되도록 하고 압연후 water spray 방식으로 560°C까지 냉각하여 권취로에 장입하고 1시간 유지후 상온까지 냉각하였다.

역변태 열처리 온도는 열팽창시험에 의해 측정된 변태 온도를 토대로 하여 ($\alpha + \gamma$) 2상영역 온도범위인 600°C~675°C에서 25°C 간격으로 실시하였다. 이때 가열 속도는 350°C까지는 150°C/hr으로 가열한 다음 소정의 역변태 열처리 온도까지 60°C/hr으로 가열하여 각각 20분~48시간 유지하였고, 냉각속도는 450°C까지는 100°C/hr로, 상온까지는 30°C/hr으로 냉각하였다.

인장시험은 열간압연이 끝난 시료의 표면 산화피막을 제거한 후 ASTM 370 subsize 규격으로 가공하였다. 인장시험은 만능시험기(Instron, model 6027)를 이용하여 상온에서 5 mm/min.의 crosshead speed로 측정하였으며, 항복강도는 항복점이 나타나는 경우는 하부 항복강도, 연속 항복거동을 나타내는 경우는 0.2% offset 값으로 하였다.

광학현미경과 주사전자현미경 조직은 단계별로 표면을 연마한 후 5% nital 용액으로 부식하여 관찰하였으며, 투과전자현미경 시험은 기계적 연마방법에 의해 50~70 μm 두께의 박편을 만든 후, 5% 과염소산과 95% 초산을 혼합한 전해액에서 전해연마하여 STEM(Philips CM120)으로 관찰하였다.

잔류오스테나이트량은 10×15×3.0 mm 크기로 채취하여 연마한 뒤, X-선 회절기(Rigaku D/max-III A type)에서 Mo-K α target을 사용하여 X-선 회절패턴의 (211) $_{\alpha}$ 와 (220) $_{\gamma}$ 및 (311) $_{\gamma}$ 의 3 peak 법을 이용하여 각 회절선의 적분강도를 구한 다음 Miller 식^{6,7)}을 이용하여 계산하였다.

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

여기서 I_{γ} 는 오스테나이트의 (220) $_{\gamma}$ 및 (311) $_{\gamma}$ 면의 적분 반사강도에 대한 평균치이고, I_{α} 는 페라이트의 (211) $_{\alpha}$ 면의 적분 반사강도값이다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 미세조직 관찰

0.15C-6Mn계 TRIP강의 조직은 역변태 열처리 조건에 따라 다르지만, 주로 10~36%의 오스테나이트와 페라이트, 마르텐사이트 및 소량의 베이나이트 조직으로 되어

있다. 이들 제2상의 부피분율은 초기조직과 역변태처리 조건에 따라 크게 영향을 받는다. 열간압연시 마무리 온도가 높으면 침상의 페라이트와 제2상으로 구성되는데 고온 권취에서는 주로 베이나이트 조직⁸⁾, 저온 권취에서는 베이나이트와 마르텐사이트 조직을 갖게 되며, 이들 초기조직의 부피분율과 특성에 따라 열처리 후 기계적 성질도 달라진다.

Fig. 1은 0.15C-6Mn강을 600°C~675°C에서 각각 6시간 역변태 처리한 시편들의 주사전자현미경 사진으로서 검은 부분이 페라이트이고, 흰부분이 잔류오스테나이트와 마르텐사이트를 나타낸다. 이때 이 흰부분의 분율이 각 역변태 온도에서 생성된 오스테나이트량이 된다. 역변태 열처리온도가 상승함에 따라 잔류오스테나이트량이 증가되며 래스경계가 뚜렷해지고 그 크기 또한 증가됨을 알 수 있었다.

Fig. 2는 0.1%C-6Mn강을 각종 온도에서 6시간 역변태 처리한 경우 잔류오스테나이트의 형상을 보여주는 투과전자현미경 사진이다. 잔류오스테나이트는 대부분 래스형상이며 역변태온도가 상승함에 따라 길이 및 두께방향으로 성장하고 있는데, 이것은 잔류오스테나이트가 주로 γ/α 계면에서 핵생성되어 이들 계면을 따라 성장하기 때문이다. 또한 초기 열연조직에서 베이나이트 래스 경계에 존재했던 film상의 잔류오스테나이트가 역변태시 그 형상을 유지하면서 성장하는 것도 중요한 하나의 이유가 될 것이다.

Fig. 2(a)는 600°C에서 역변태 처리한 미세조직으로서 잔류오스테나이트가 성장초기 단계에 있으므로 그 형상이 뚜렷하지 않지만, 대부분 폭이 0.1 μm ~0.3 μm 정도인 래스형 잔류오스테나이트가 존재하며, 일부 섬모양(isolated type) 형상도 관찰되었다. 625°C에서 역변태처리한 경우는 600°C에 비해 잔류오스테나이트량도 많아지고 그 크기도 증가하였다. 650°C에서 역변태처리한 Fig. 2(c)에서는 오스테나이트가 결정립계에서 수직방향으로 기지대로 성장해 나가고 있는 형상을 보여주고 있다. 675°C에서 역변태처리한 경우 잔류오스테나이트는 대부분 래스형상이지만, 일부 과상형(granular type) 및 섬모양도 관찰되었다. Fig. 2(d)에서 볼 수 있듯이 고온에서 역변태처리하여 생성된 잔류오스테나이트에는 많은 적층결함(stacking fault)이 관찰되었다. 이러한 현상은 오스테나이트의 생성과정에서 오스테나이트는 베이나이트나 마르텐사이트 래스에 의해 구속을 받게되고, 이때 Mn 또는 C가 확산되어 축적되게 되면 오스테나이트 내부는 더욱 큰 내부 응력을 받게 되므로^{8,9)} 이를 이완시키기 위한 방법으로 내부에 적층결함이 형성될 것으로 생각된다.

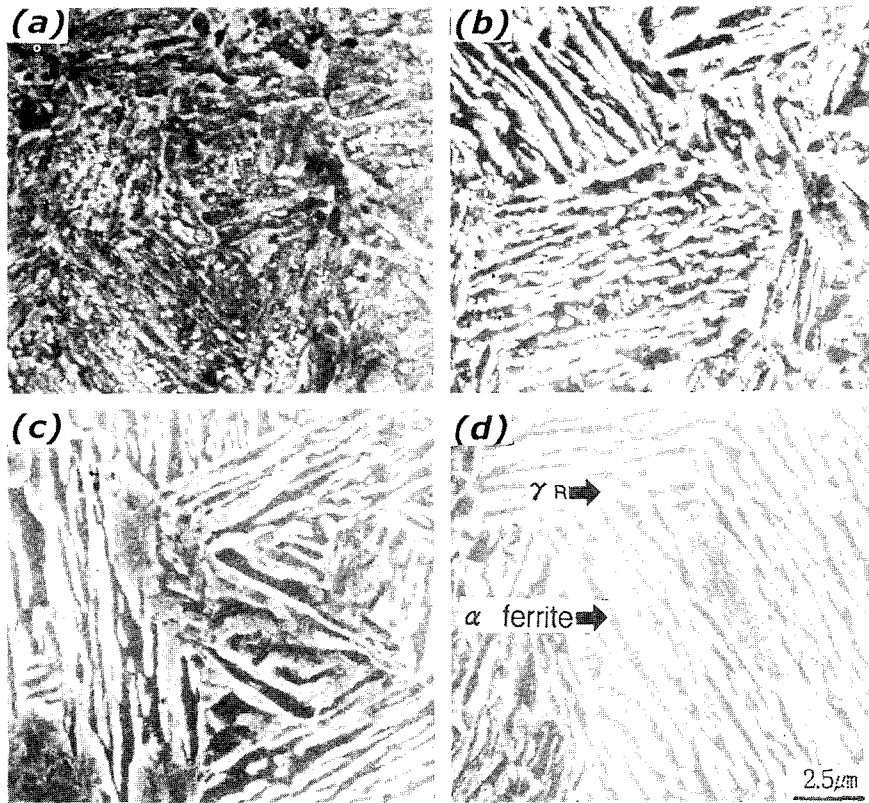


Fig. 1. Scanning electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at various temperatures for 6hr. (a) 600°C (b) 625°C (c) 650°C (d) 675°C.

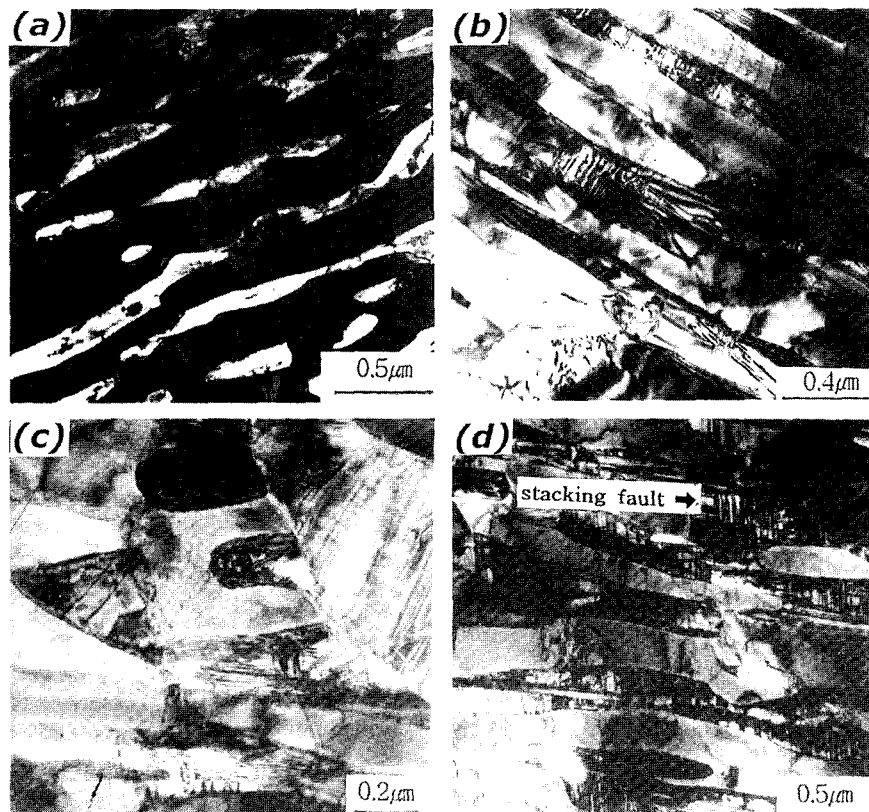


Fig. 2. Transmission electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at various temperatures for 6hr. (a) 600°C (b) 625°C (c) 650°C (d) 675°C.

3.2. 기계적성질에 미치는 첨가원소와 잔류오스테나이트량의 영향

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 역변태 열처리 조건을 찾는 것이 중요하다.

역변태 처리한 0.15C-6Mn강의 기계적 성질은 단순한 구성조직으로만 설명될 수 없으며, 본 시료의 항복강도를 지배하는 페라이트 모상과 마르텐사이트의 물성, 잔류오스테나이트의 량과 변태거동을 동시에 고려해야 할 것으로 판단된다. 페라이트 모상은 역변태 처리 온도에서의 평형 C 농도와 그 온도에서 유지되는 동안에 오스테나이트로 확산되는 C량에 따라서 달라질 것이며, 잔류오스테나이트도 그 량과 크기 및 안정성에 따라서 기계적 성질에 미치는 효과가 다를 것이다.

Fig. 3~Fig. 5는 0.15C-6Mn강과 Ti 및 Nb첨가강의 역변태 처리 조건에 따른 인장강도, 연신율 및 강도·연성조합(TS×EI)값의 변화를 나타낸 것이다. 가공성의 지표로 볼 수 있는 TS×EI값은 전반적으로 잔류오스테나이트의 량이 증가할수록 증가하는 경향을 보이지만, 3강종 모두 고온에서 장시간 역변태 처리한 강에서는 연신율의 급격한 저하로 인하여 TS×EI값이 저하되었다. 이와 같은 결과는 동일한 량의 잔류오스테나이트를 함유한

경우라도 기지내의 마르텐사이트량과 잔류오스테나이트의 기계적 안정성에 따라서 달라질 수 있음을 시사하고 있다.

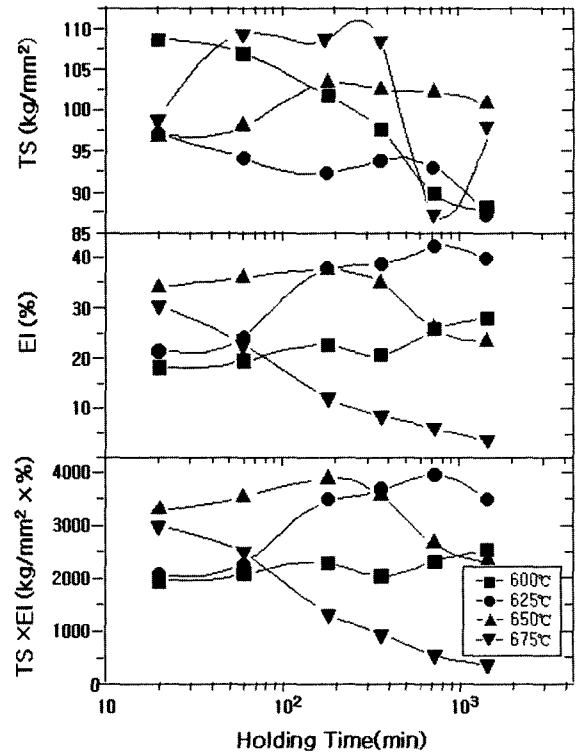


Fig. 4. Effect of reverse transformation treatment conditions on the tensile properties of 0.15C-6Mn-0.05Ti steel.

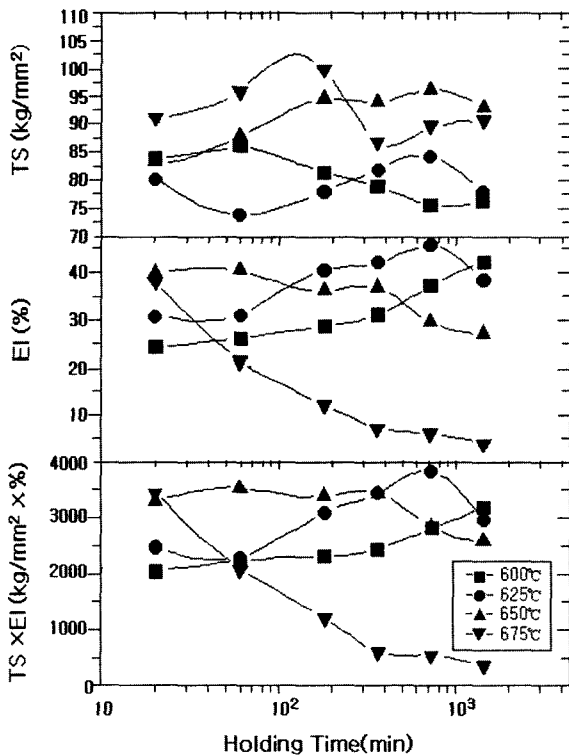


Fig. 3. Effect of reverse transformation treatment conditions on the tensile properties of 0.15C-6Mn steel.

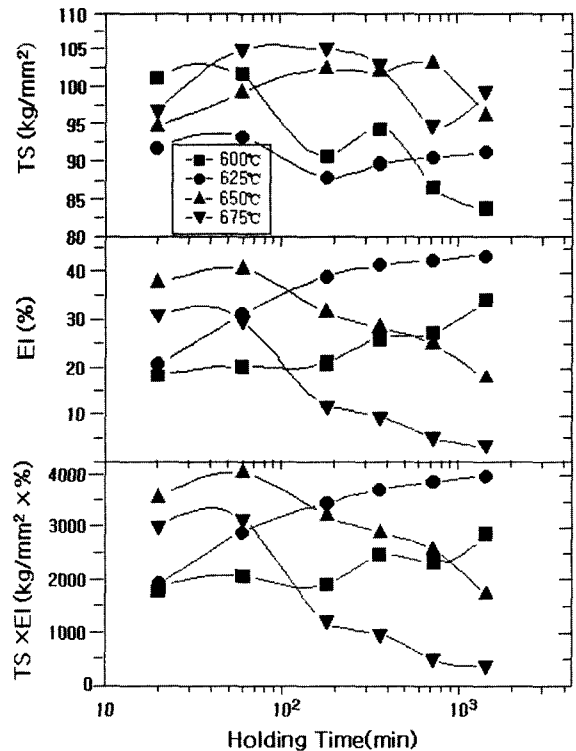


Fig. 5. Effect of reverse transformation treatment conditions on the tensile properties of 0.15C-6Mn-0.035Nb steel.

3강종 모두 625°C 이하의 비교적 낮은 온도에서 역변태 열처리한 강종은 Ti 및 Nb첨가 유무에 관계없이 유지시간이 증가함에 따라 인장강도가 약간 감소하는 경향을 보이지만, 연신률이 현저히 증가하므로 TS×EI값이 상승하고 있다. 그러나 역변태 처리 온도가 675°C에 이르면 유지시간이 증가함에 따라 TS×EI값은 급격히 저하된다. 이것은 잔류오스테나이트의 양적감소와 낮은 안정성 및 경한 마르텐사이트량의 증가에 기인한다고 생각된다. 강도·연성조합 측면에서 볼 때 가장 우수한 TS×EI값은 나타내는 역변태 처리 조건은 3강종 모두 650°C에서 1시간 정도 열처리하는 것이 가장 바람직하지만, 상자어닐링(box annealing) 조업방식에 적용 할 경우는 625°C 이하의 낮은 온도에서 장시간 역변태 처리를 하는 것이 효과적이라고 생각된다.

한편 0.15C-6Mn강에 소량의 Ti 또는 Nb를 첨가하여 625°C에서 6시간 동안 열처리하였을 때 Ti 또는 Nb첨가강의 인장강도는 각각 94 kg/mm², 92 kg/mm²으로서 0.15C-6Mn강에 비하여 12~14% 높게 나타났으나, 연신률은 3강종 모두 약 40% 수준을 나타내었다. 이와 같이 0.15C-6Mn강에 Ti 또는 Nb를 첨가하면 연성을 저하시키지 않으면서 약간의 강도상승 효과를 가져오는데, 이것은 이들 첨가원소가 결정립을 미세화 시킬 뿐만 아니라 미세한 TiC 및 Nb(C, N) 등의 탄질화물을 형성할 수 있기 때문이라고 생각된다.

Fig. 6은 0.15C-6Mn강과 Ti 또는 Nb 첨가강을 600°C~675°C에서 각각 20분~24시간 역변태 열처리하여 생성된 잔류오스테나이트량과 TS×EI값과의 관계를 나타낸 것이다. 점선의 좌측부분은 저온에서 장시간 역변태 처리한 시편에서 얻은 값이며, 이 경우에는 잔류오스테나이트량이 증가할수록 TS×EI 값은 거의 직선적으로 비례하여 증가한다. 그러나 고온 장시간 유지했을 경우에는 인장강도는 높지만 연신율이 현저히 저하하여 약 360~

1,000 kg/mm²×% 정도로 매우 낮은 값을 나타내었다. TS×EI의 최대값은 0.15C-6Mn강의 경우 약 3,840 kg/mm²×%이고, Ti 첨가강은 약 3,940 kg/mm²×%, Nb 첨가강은 약 4,010 kg/mm²×%의 값이 얻어졌다.

3.3. 잔류오스테나이트의 변태거동

Fig. 7은 소성유기 마르텐사이트 변태에 대한 잔류오스테나이트의 기계적 안정성을 조사하기 위하여 인장변형에 따른 잔류오스테나이트량의 변화를 나타낸 것이다. 3강종 모두 변형량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트량은 서서히 감소하고 있으며, 0.15C-6Mn강에서 Ti 또는 Nb첨가에 의한 TRIP 거동의 차이는 크지 않았다. Suzuki 등¹⁰⁾에 의하면 잔류오스테나이트의 소성유기변태는 페라이트의 응력집중을 완화시키는 과정이라고 볼 수 있으며, 이러한 응력집중의 완화과정이 점진적으로 일어날수록 연성향상에 기여한다고 하였다. 그리고 Goel 등^{11,12)}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 감소하게 된다고 하였다.

Fig. 8과 Fig. 9는 0.15C-6Mn강을 625°C에서 6시간 역변태 처리후 각각 10%와 22% 인장변형 하였을 때 잔류오스테나이트의 미세구조를 관찰한 투과전자현미경 사진이다. 인장변형시 조직의 변형과정을 보면 먼저 연성이 큰 페라이트 영역이 우선적으로 변형하기 시작하여 인접한 잔류오스테나이트와의 경계에 전위가 집적되며, 이때 집적된 전위의 에너지가 임계값 이상으로 되면 래스상의 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태될 것으로 생각된다.

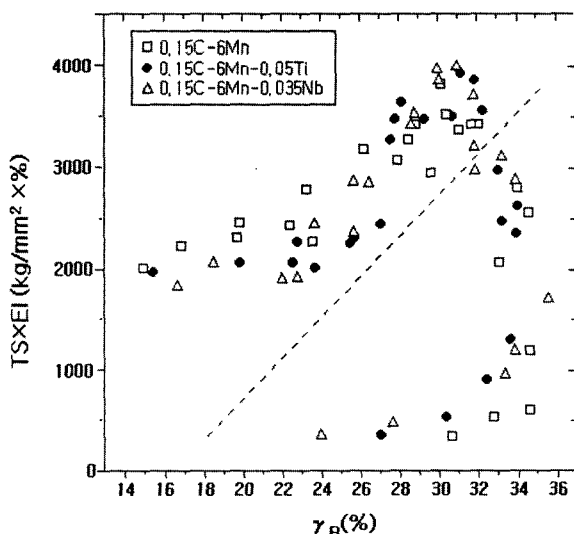


Fig. 6. Relationship between the amount of γ_R and strength-elongation balance in 0.15C-6Mn-(Ti, Nb) steels.

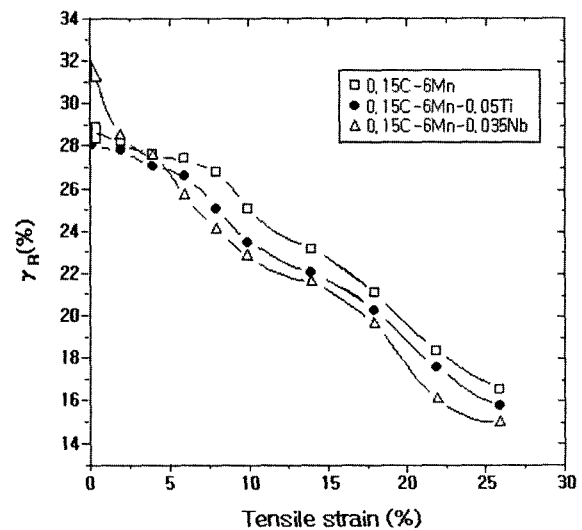


Fig. 7. Variation of the amount of γ_R with tensile strain in 0.15C-6Mn-(Ti, Nb) steels reverse transformed at 625°C for 6hr.

Fig. 8(a)에서 적층결함을 갖는 래스상의 잔류오스테나이트가 인장변형을 받게 되면 다른 부분보다 높은 에너지를 갖는 적층결함 부위에서 마르텐사이트로 변태되고, 응력이 증가함에 따라 응력방향에 수직인 방향으로 점차 마르텐사이트로 변태 영역이 증가되고 있음을 알 수 있다. 그 후 더욱 변형이 진행됨에 따라 소성유기변태된 마

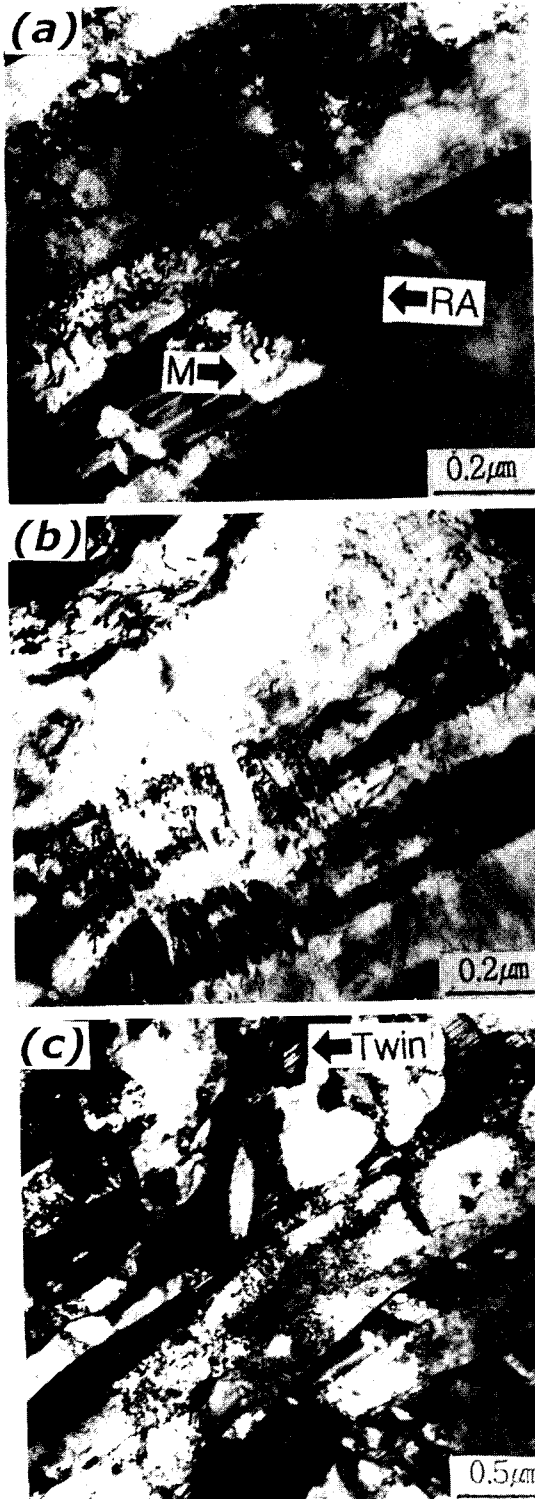


Fig. 8. Transmission electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625°C for 6hr. Tensile deformation is 10% strain.

르텐사이트 영역이 변형되고, 그 부위에 많은 전위가 집적되어 있는 것을 Fig. 8(b)에서 관찰되고 있다. 이상과 같이 대부분의 래스상 잔류오스테나이트는 직접 마르텐사이트로 변태 되지만, Fig. 8(c)의 화살표로 표시한 부분에서는 잔류오스테나이트내에서 변형쌍정이 관찰됨을 회절패턴으로 확인할 수 있었다.

Chung 등¹³⁾은 0.28%C-1.41%Si-1.50%Mn강을 항온변태처리 하였을 때 강중에 존재하는 괴상(granular type)의 잔류오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태는 $\gamma_R \rightarrow \text{twin} \rightarrow \alpha'$ 와 $\gamma_R \rightarrow \alpha'$ 의 2가지 경로를 거치며, γ_R 내부에 존재하는 적층결함 유무에 따라 변태경로가 결정된다고 하였다. 0.15C-6Mn강의 잔류오스테나이트는 대부분 0.1~0.3 μm 크기의 미세한 래스상 잔류오스테나이트로서 그 크기나 형상이 약간 차이가 있지만, 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태는 Chung 등¹³⁾의 실험결과와 마찬가지로 2가지의 변태경로를 나타내었다.

Fig. 9는 22% 인장변형 하였을 때 잔류오스테나이트의 변형조직을 나타낸 것으로서 잔류오스테나이트의 마르텐사이트변태 거동이 Fig. 8과 다른 양상을 보인다.

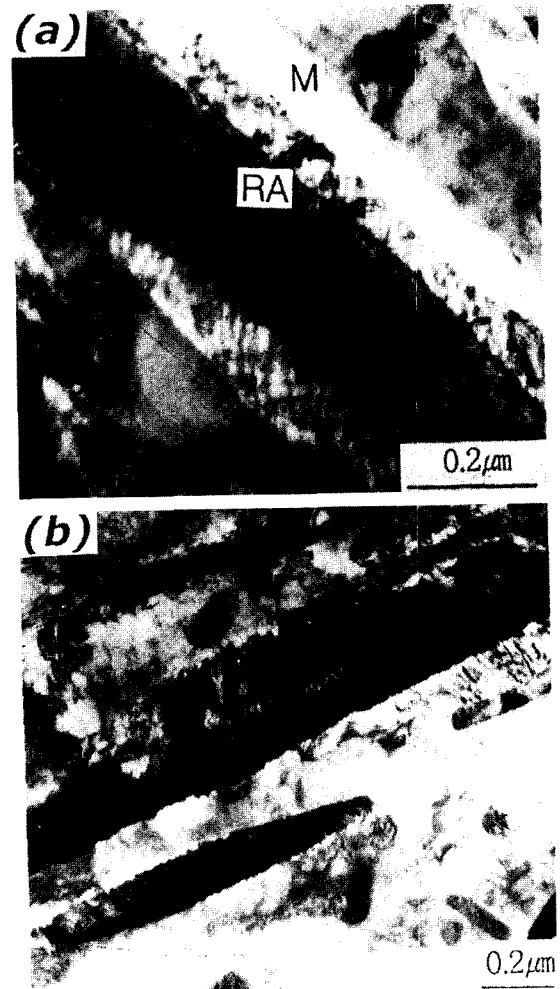


Fig. 9. Transmission electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625°C for 6hr. Tensile deformation is 22% strain.

Fig. 8에서는 잔류오스테나이트내의 적층결함 부위가 우선적으로 마르텐사이트 변태를 하지만, Fig. 9(a)에서는 전위밀도가 높은 잔류오스테나이트의 계면을 따라 마르텐사이트로 변태되고 있다. 이러한 현상은 인장응력 방향이 래스상 잔류오스테나이트의 폭방향으로 작용하기 때문이라고 생각된다. 한편 Fig. 9(b)에서 페라이트 내부에 섬모양으로 존재하는 극히 미세한 $0.1\ \mu\text{m}$ 이하의 잔류오스테나이트는 size stability효과¹⁴⁾에 의하여 인장변형에서도 상당한 기계적 안정성을 나타내고 있어, 변형말기 까지 변태하지 않고 그대로 존재할 가능성이 있으며, 변형과정에서는 석출물과 유사한 역할을 할 것으로 생각된다.

4. 결 론

0.15C-6Mn TRIP강에서 강도·연성조합은 3강종 모두 625°C 이하의 비교적 낮은 온도에서 역변태 처리할 경우 유지시간이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하지만, 역변태온도가 675°C 에 이르면 유지시간이 증가함에 따라 연성감소로 인하여 강도·연성조합값이 현저하게 저하되었다. Ti 또는 Nb 첨가강의 인장강도와 연신률은 625°C 에서 6시간 역변태처리한 경우에 각각 $93\ \text{kg/mm}^2$, 40%로서 0.15C-6Mn강과 비교할 때 연성의 저하없이 10% 이상의 강도상승 효과를 나타내었다. 역변태처리에 의해 생성된 잔류오스테나이트의 래스폭은 $0.1\sim 0.3\ \mu\text{m}$ 정도로 매우 미세하며, 변태유기소성 과정은 대부분 잔류

오스테나이트 → 마르텐사이트로 변태되지만, 일부 잔류오스테나이트 → 변형쌍정 → 마르텐사이트 변태경로를 나타내었다.

참 고 문 헌

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush, Trans. ASM, **60**, 252 (1967).
2. S. Hayami and T. Fukawa, Microalloying 75, p.87, Union Carbide Corp., New York (1975).
3. O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi and Trans., **27**, 571 (1987).
4. T. Furukawa, Mater. Sci. Tech., **5**, 465 (1989).
5. T. Furukawa, H. Hwang and O. Matsumura, Mater. Sci. Tech., **10**, 964 (1994).
6. R. L. Miller, Trans. ASM, **57**, 892 (1964).
7. R. L. Miller, Trans. ASM, **61**, 592 (1968).
8. H. C. Chen, K. Tomokiyo, H. Era and H. Shimizu, J. Iron and Steel Inst., **75**, 56 (1989).
9. J. H. Chung, Ph. D. Thesis, POSTECH (1993).
10. T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto and M. Ichimura, Acta Metall., **25**, 1151 (1977).
11. N. C. Goel, S. Sangal and K. Tangri, Metall. Trans., **16A**, 2013 (1985).
12. A. K. Sachdev, Acta Metall., **31**, 2073 (1983).
13. J. H. Chung and Y. W. Jang, J. Iron and Steel Inst., **79**, 48 (1993).
14. J. M. Rigsbee and P. J. VanderArend, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, p.56, TMS-AIME, Warrendale (1979).