

저탄소 고망간강의 기계적 거동에 미치는 역변태 처리의 영향

홍 호, 이오연, 이규복

전북대학교 공과대학 금속공학과, 신소재개발연구소

Effect of Reverse Transformation on Mechanical Behavior
of Low Carbon High Manganese Steels

H. Hong, O. Y. Lee, K. B. Lee

Research Institute of Advanced Materials Development, Department of
Metallurgical Engineering, Chonbuk National University, Chonju 561-756

ABSTRACT

The TRIP behavior in tensile deformation of retained austenite formed by reverse transformation treatment in 0.15% C-6% Mn-(Ti, Nb) steels has been investigated. The shape of retained austenite was almost a fine lath type with 0.1~0.3 μ m width and the two distinctly different transformation sequences of retained austenite, i) retained austenite \rightarrow martensite and ii) retained austenite \rightarrow deformation twin \rightarrow martensite were revealed. The strength-elongation combination was increased with increasing the holdig time at low temperatures (625 $^{\circ}$ C) but decreased abruptly with increasing holding time at high temperatures (675 $^{\circ}$ C), owing to the lowering of ductility. The strength-elongation combination and TRIP effect was lower in tensile deformation in the range of 100~250 $^{\circ}$ C than room temperature. The tensile strength and elongation of a reverse transformed steels with addition of Ti or Nb was 93kg/, 40% respectively, which is higher over 10% of strength without ductility loss than in 0.15% C-6% Mn steels.

1. 서 론

자동차용 고강도 강판은 안전성과 차체의 경량화를 목적으로 많은 연구가 진행되고 있으며, 지금까지 철강재료의 고강도화를 목적으로 Mn, Si 원소에 의한 고용강화¹⁾, 미세하게 분산된 마르텐사이트상과 페라이트상으로 이루어진 2상 혼합조직강, 그 외에 가공경화와 석출강화 등을 조합한 여러 가지 강화기구를 적용하여 왔다^{2), 3)}.

그러나 최근에는 인장강도 90kg/mm², 연신을 30

% 이상의 더욱 가공성이 우수한 초고강도강이 요구되고 있으며, 이러한 요구에 부응하여 최근 활발히 연구·개발되고 있는 것이 잔류 오스테나이트(retained austenite, γ_R)를 다량으로 함유한 강판이다. 일반적으로 강은 강도가 높아지면 연성이 낮아지지만 잔류 오스테나이트의 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity : TRIP)현상⁴⁾을 이용하면 강도와 연성이 우수한 강을 얻을 수 있음이 많이 보고되고 있다⁵⁻¹⁰⁾.

강중에 함유된 모든 잔류 오스테나이트가 연성에

기여하는 것은 아니며, 강의 기계적 성질은 잔류오스테나이트량, 안정성, 분포, 형태 및 크기 등에 의해서 크게 영향을 받게 된다. Goel 등^{11, 12)}은 잔류오스테나이트를 함유한 복합 조직강에서 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 되므로 다양한 안정성을 가진 잔류오스테나이트가 TRIP효과를 증가시켜 강도 및 연성향상에 기여할 수 있다고 보고하였다.

Si를 첨가하지 않은 저C-고Mn강을 열간 압연한 후 단순히 ($\alpha+\gamma$) 2상영역에서 역변태(reverse

transformation) 열처리에 의한 잔류오스테나이트의 생성거동에 관한 연구보고¹³⁻¹⁵⁾는 있으나, 이때 생성된 잔류오스테나이트의 인장성질에 미치는 화학적, 기계적 안정성의 영향 및 변형시 변태거동 등에 관한 연구보고는 부족한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 0.15% C-6% Mn-(Ti, Nb)강을 각종 온도에서 역변태 열처리하여 생성된 잔류오스테나이트의 인장 변형시 변태거동을 조사하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 시편은 고주파유도로에서 진공용해한 저C-Mn계 Al-killed강으로 그 화학조성을 table. 1에 나타내었다.

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	0.50	0.01~0.02	0.005	0.03~0.06	—	—	bal.
B	0.15	6.0	0.47	0.01~0.02	0.005	0.03~0.06	0.05	—	bal.
C	0.15	6.0	0.49	0.01~0.02	0.005	0.03~0.06	—	0.035	bal.

시료는 진공고주파유도로에서 50kg의 ingot로 용해 주조하였다. Ingot는 soaking furnace에서 1250℃로 가열한 다음 분괴압연기에서 210mm(폭)×20mm(두께)로 압연하였다. 최종압연은 1250℃에서 2시간 가열한 다음 3 pass하여 230mm(폭)×2.4mm(두께)까지 압연하였다. 압연 종료온도는 900℃가 되도록 하고 압연후 water spray 방식으로 560℃까지 냉각하여 권취로(coiling simulation furnace)에 장입하고 1시간 유지후 상온까지 노냉하였다. 역변태열처리 온도는 열팽창 시험에 의해 측정된 변태온도를 토대로 하여 ($\alpha+\gamma$) 2상영역 온도인 600℃~675℃에서 25℃간격으로 했으며, 열처리시간은 20분~24시간으로 하여 각 조성별로 동일 열처리 조건당 시편 3개씩 box로에서 열처리한 후 노냉하였다.

인장시편은 열간압연이 끝난 시료의 표면 산화피막

을 제거한 후 ASTM 370 subsize 규격으로 가공하였다. 인장시험은 만능시험기(Instron, model 6027)를 이용하여 $\dot{\epsilon}=4.17 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 의 조건으로 행하였으며, 항복강도는 항복점이 나타나는 경우는 하부 항복강도, 연속 항복거동을 나타내는 경우는 0.2% offset 값으로 하였다. 인장시험후 파단인접부의 조직은 단계별로 연마한 후 5% nital용액으로 부식하여 SEM/EDS로 분석하였다. TEM시편은 기계적 연마방법에 의해 50~70 μm 두께의 박편을 만든 후, 5% perchloric acid와 95% acetic acid를 혼합한 전해액에서 twin jet electropolisher로 전해연마하여 제작후 STEM(Philips CM120)으로 관찰하였다.

잔류오스테나이트량은 인장시편의 grip부분 또는 gage length부분에서 10×15mm 단면의 크기로 채취하여 연마한 뒤, X-선회절기(Rigaku D/max

- III A type)에서 Mo-K α target를 사용하여 X-선 회절패턴의 (211) α 와 (220) γ 및 (311) γ 의 3 peak 법을 이용하여 각 회절선의 적분강도를 구한 다음, 다음과 같은 Miller 식¹⁶⁻¹⁷⁾을 이용하여 계산하였다.

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

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. 실험결과 및 고찰

3.1 인장변형시 잔류오스테나이트의 변태거동

Fig.1은 소성유기 마르텐사이트변태에 대한 잔류오스테나이트의 기계적 안정성을 조사하기 위하여 인장변형에 따른 잔류오스테나이트량의 변화를 나타낸 것이다. 3강종 모두 변형량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트량은 서서히 감소하고 있으며, 0.15%C-6%Mn강에서 Ti 및 Nb첨가에 의한 TRIP거동의 차이는 나타나지 않았다. Suzuki 등¹⁸⁾에 의하면 잔

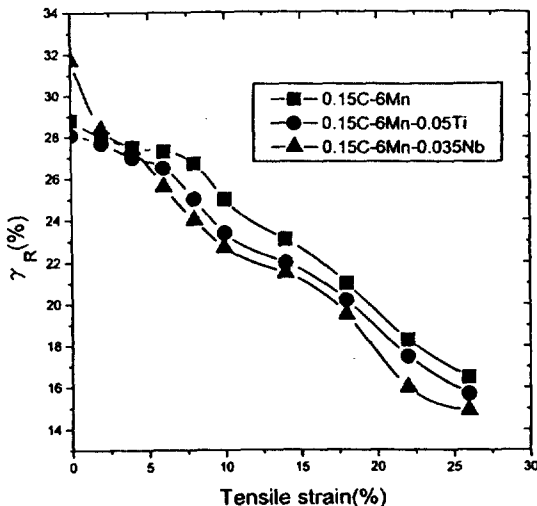


Fig. 1 Variation of the amount of γ_R with tensile strain in various steels reverse transformed at 625°C for 6hr.

류오스테나이트의 가공유기변태는 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 되므로 다양한 안정성을 가진 잔류오스테나이트가 TRIP효과를 증가시켜 강도 및 연성향상에 기여할 수 있다고 보고하였다.

Fig.2와 Fig.3은 0.15%C-6%Mn강을 625°C에서 6시간 역변태 처리후 각각 10%와 22% 인장 변형하였을 때 잔류오스테나이트의 미세구조를 관찰한 TEM사진이다. 인장변형시 조직의 변형과정을 보면 먼저 페라이트 래스영역이 우선적으로 변형하기 시작하여 인접한 잔류오스테나이트와의 경계에 전위가 집적되며, 이 때 집적된 전위의 에너지가 임계값 이상으로 되면 래스상의 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태될 것으로 생각된다. 이 때 우선적인 변태개시장소는 잔류오스테나이트내에 적층결함이 많이 존재하는 부위가 될 것이다.

Fig. 2 (b)에서 적층결함을 갖는 래스상의 잔류오스테나이트가 인장변형을 받게 되면 다른 부분보다 높은 에너지를 갖는 적층결함 부위에서 마르텐사이트로 변태되고, 응력이 증가함에 따라 응력냉각향에 수직인 방향으로 점차 마르텐사이트로 변태영역이 증가되고 있음을 알 수 있다. 그 후 더욱 변형이 진행됨에 따라 소성유기변태된 마르텐사이트 영역이 소성변형되고, 그 부위에 많은 전위가 집적되어 있는 것을 Fig. 2 (c)에서 관찰할 수 있다. 이상과 같이 대부분의 래스상 잔류오스테나이트는 직접 마르텐사이트로 변태되지만, Fig. 2 (a)의 화살표로 표시한 부분에서는 잔류오스테나이트내에서 변형쌍정이 관찰됨을 회절패턴으로 확인할 수 있었다.



Fig. 2 Transmission electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625°C for 6hr. Tensile deformation is 10% strain.



Fig. 3 Transmission electron micrographs of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625°C for 6hr. Tensile deformation is 22% strain.

정 등¹⁹⁾은 0.28% C-1.41% Si-1.50% Mn 강을 등온변태처리하였을 때 강중에 존재하는 과상(granular type) 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 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.

0.15% C-6% Mn 강의 잔류오스테나이트는 대부분 0.1~0.3 μm 크기의 미세한 래스상 잔류오스테나이트로서 그 크기나 형상이 약간 차이가 있지만, 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태는 정 등¹⁹⁾의 실험결과와 마찬가지로 2가지의 변태경로를 나타내었다.

Fig. 3은 22% 인장변형하였을 때 잔류오스테나이트의 변형조직을 나타낸 것으로서 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태 거동이 Fig. 2와 다른 양상을 보인다. Fig. 2에서는 잔류오스테나이트내의 적층결함 부위가 우선적으로 마르텐사이트 변태를 하지만 Fig. 3 (c)에서는 전위밀도가 높은 잔류오스테나이트의 계면을 따라 마르텐사이트로 변태되고 있다. 이러한 현상은 인장응력 방향이 래스상 잔류오스테나이트의 폭방향으로 작용하기 때문이라고 생각된다.

한편 Fig. 3 (a)에서 페라이트 내부에 섬모양으로 존재하는 극히 미세한 0.1 μm 이하의 잔류오스테나이트는 size stability 효과²⁰⁾에 의하여 인장변형에서도 상당한 기계적 안정성을 나타내고 있어 변형말기까지 변태하지 않고 그대로 남을 가능성이 있으며, 소성변형 과정에서는 석출물과 유사한 역할을 할 것으로 생각된다.

3.2 인장성질에 미치는 합금원소의 영향

역변태 처리한 0.15% C-6% Mn 강의 기계적 성질은 단순한 구성조직으로만 설명될 수 없으며, 본 시료의 항복강도를 지배하는 페라이트 모상과 마르텐사이트의 물성, 잔류오스테나이트 량과 변태거동을 동시에 고려해야 할 것으로 판단된다. 페라이트 모상은 역변태처리 온도에서의 평형 탄소농도와 그 온도에서 유지되는 동안에 오스테나이트로 확산되는 탄소량에

따라서 달라질 것이며, 잔류오스테나이트도 그 양과 크기 및 안정도에 따라서 기계적 성질에 미치는 효과가 다를 것이다.

Fig. 4~6은 0.15% C-6% Mn 강과 Ti 및 Nb 첨가강의 역변태처리 조건에 따른 인장강도, 연신률 및 TS×EI값의 변화를 나타낸 것이다. 기계적 성질은 구성조직과 잔류오스테나이트의 화학적 및 기계적 안정성에 큰 영향을 받고 있으며, 가공성의 지표로 볼 수 있는 TS×EI값은 전반적으로 잔류오스테나이트량이 증가할수록 증가하는 경향을 보이지만, 3강종 모두 고온에서 장시간 역변태 처리한 강에서는 연신률의 급격한 저하로 인하여 그 반대의 결과를 나타내었다. 이와 같은 결과는 동일한 양의 잔류오스테나이트를 함유한 경우라도 기지내의 마르텐사이트량과 잔류오스테나이트의 화학적 및 기계적 안정성에 따라서 달라질 수 있음을 시사하고 있다.

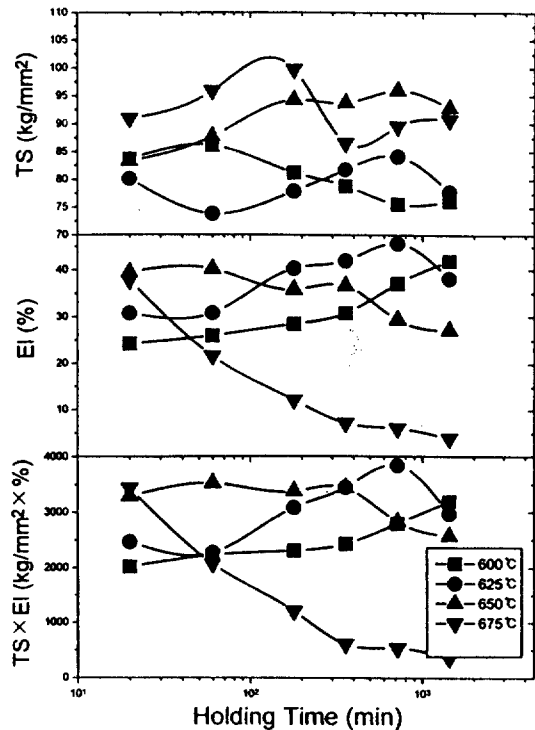


Fig. 4 Changes in mechanical properties with holding time at various reverse transformation temperatures in 0.15C-6Mn steel.

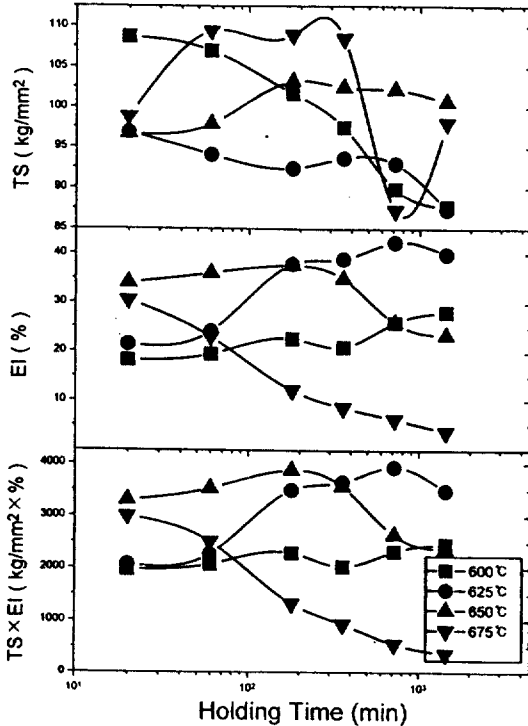


Fig. 5 Changes in mechanical properties with holding time at various reverse transformation temperatures in 0.15C-6Mn-0.05Ti steel.

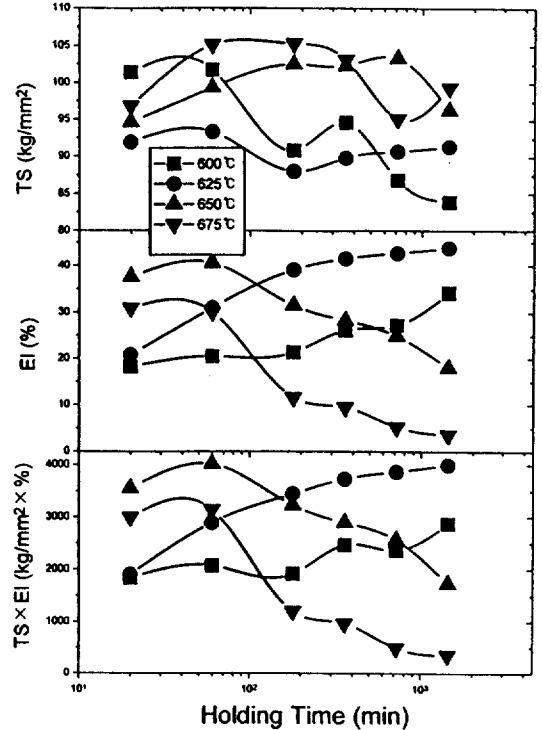


Fig. 6 Changes in mechanical properties with holding time at various reverse transformation temperatures in 0.15C-6Mn-0.035Nb steel.

3강종 모두 625°C이하의 비교적 낮은 온도에서 역변태 열처리한 강종은 Ti 및 Nb첨가 유무에 관계 없이 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 양적 감소와 낮은 안정성 및 경한 마르텐사이트량의 증가에 기인한다고 생각된다. 강도·연성조합 측면에서 볼 때 가장 우수한 TS×EI값은 나타내는 역변태처리 조건은 3강종 모두 650°C에서 1시간 정도 열처리하는 것이 가장 바람직하지만, 상자어닐링 조업방식에 적용할 경우는 625°C 이하의 낮은 온도에서 장시간 역변태 처리를 하는 것이 효과적이라고 생각된다.

한편 0.15%C-6%Mn강에 소량의 Ti 또는 Nb

을 첨가하여 625°C에서 6시간 동안 열처리하였을 때 Ti 또는 Nb첨가강의 인장강도는 각각 94kg/mm², 92kg/mm² 으로서 0.15%C-6%Mn강에 비하여 12~14% 높게 나타났으나, 연신률은 3강종 모두 약 40% 수준을 나타내었다. 이와 같이 0.15%C-6%Mn강에 Ti 또는 Nb를 첨가하면 연성을 저하시키지 않으면서 약간의 강도상승 효과를 가져오는데, 이것은 이들 첨가원소가 결정립을 미세화시킬 뿐만 아니라 탄질화물을 형성하기 때문이다.

Fig. 7은 625°C에서 역변태 처리한 0.15%C-6%Mn강을 인장시험후 파단면 부위의 SEM조직으로서 페라이트의 변형과 함께 aspect ratio가 큰 래스상의 잔류오스테나이트가 대부분 인장방향에 평행하게 배열되었다. 그리고 파면조직의 여러 곳에서 void가 관찰되는데, 이들 void는 주로 페라이트나 마르텐사이트/잔류오스테나이트의 계면에서 생성되어 성장

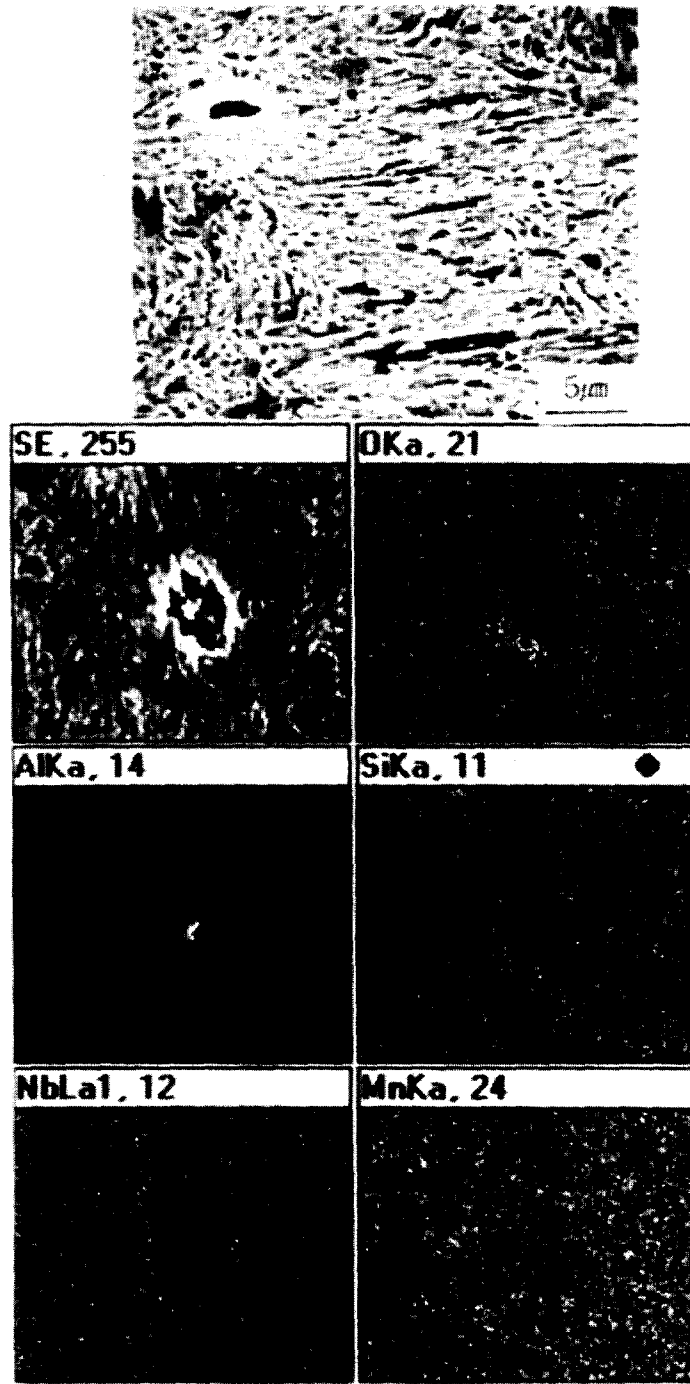


Fig. 7 SEM of the neck region in tensile specimen and SEM/EDS analysis of inclusion in 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625 °C for 6hr.

하고 있음을 알 수 있다. 또한 본 강종은 Mn 첨가량이 높기 때문에 microalloying steel에 비하여 개재물 혼입이 용이할 것으로 판단되는데, SEM조직에서 나타난 개재물을 SEM/EDS로 분석한 결과 Al₂O₃, SiO₂라고 생각되는 산화물이 존재하였다.

Fig. 8은 0.15%C-6%Mn강을 각종 온도에서 역변태처리했을 때 유지시간에 따른 항복비를 나타낸 것이다. 유지시간이 길어짐에 따라 항복비가 감소하며, 역변태온도가 높을수록 항복비의 감소율이 증가하였다. 이것은 유지시간이 길고 역변태온도가 고온이 될수록 잔류오스테나이트의 안정성이 감소하고, 구성조직 중 마르텐사이트의 양이 증가하기 때문이라고 생각된다. 즉 고온에서 장시간 역변태처리할 경우 페라이트와 잔류오스테나이트량이 감소하고 상대적으로 마르텐사이트량이 증가되므로 페라이트의 유동성을 증가시켜 낮은 변형률 영역에서 높은 가공경화율을 나타내는 페라이트 + 마르텐사이트로 구성된 저항복비의 2상 조직강과 같은 변형거동을 나타내기 때문이다. 그러나 저온에서 역변태처리하면 Furukawa 등¹⁵⁾이 지적했듯이 잔류오스테나이트의 안정성이 높고 구성조직 중 마르텐사이트량이 감소하기 때문에 가공경화율이 낮아 높은 항복비를 나타낸다. 한편 0.

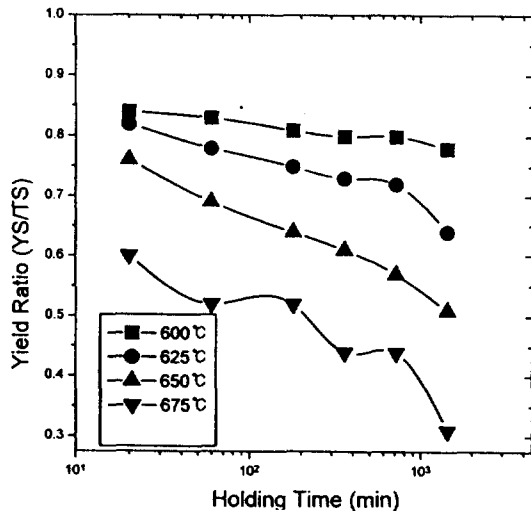


Fig. 8 Variation of yield ratio(YS/TS) with holding time at various reverse transformation temperatures in 0.15C-6Mn steel.

15%C-6%Mn강에 Ti나 Nb을 첨가하면 항복강도가 높아지기 때문에 첨가하지 않은 강에 비하여 비교적 높은 항복비를 갖게된다.

3.3 인장성질에 미치는 변형온도의 영향

Fig. 9와 Fig. 10은 625°C에서 12시간 역변태 열처리한 0.15%C-6%Mn-(Ti, Nb)강을 100°C ~ 250°C에서 인장시험하였을 때의 잔류오스테나이트량과 인장성질의 변화를 나타낸 것이다. 0.15%C-6%Mn강에서 잔류오스테나이트량은 상온에서보다 4~5%정도 증가하고 Ti 및 Nb첨가량은 2~3%정도 증가하였다. 이것은 상온인장에 비하여 100°C~250°C 범위에서 잔류오스테나이트의 기계적 안정성이 높아서 결과적으로 TRIP효과가 적음을 시사한다. 또한 3강종 모두 기계적 성질은 인장온도가 상승함에 따라 강도 및 연신률이 급격히 저하하며, 200°C에서 강도·연성조합값은 상온에 비하여 현저히 감소하였다. 즉, 상온에서 TS×EI값은 약 3880(kg/mm²×%)인데 비하여 200°C에서는 2070(kg/mm²×%)로서 약 47%정도 저하하였다. 따라서 0.15%C-6Mn강은 고온에서보다 상온에서 성형하는 것이 바람직할 것으로 판단된다.

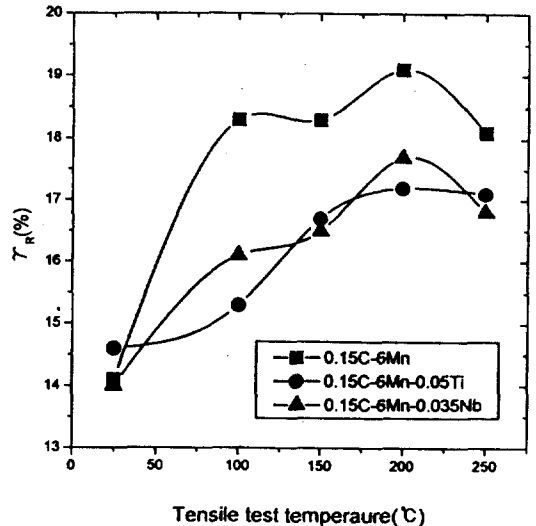


Fig. 9 Variation of the amount of γ_R with tensile test temperature in various steels reverse transformed at 625°C for 12hr.

Fig. 11은 625℃에서 12시간 역변태처리한 0.15% C-6%Mn강의 인장파단면 사진이다. Fig. 11(a)는 상온의 인장파단면으로서 여러 크기의 미세한 dimple을 가진 전형적인 입내파괴 양상의 연성파면을 나타내지만, 200℃에서 인장시험한 (b)시편의 경우 대부분 취성파괴 양상의 입계파괴와 약간의 swallow dimple을 가지는 연성파괴가 혼재하고 있음을 알 수 있다. 이는 Fig. 10에서 볼 수 있듯이 200℃에서 기계적 성질이 저하하는 현상과 잘 부합됨을 알 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 0.15% C-6%Mn-(Ti, Nb)강을 역변태 열처리하여 생성된 잔류오스테나이트의 인장 변형시 변태거동과 인장성질에 미치는 합금원소 및

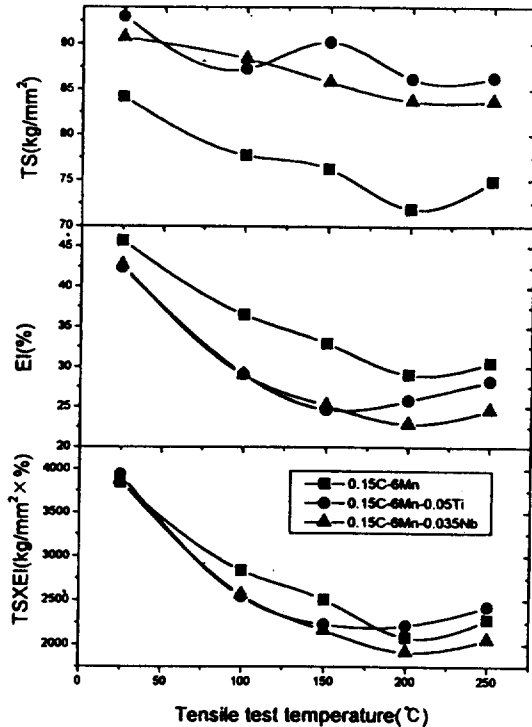


Fig. 10 Variation of the mechanical properties with tensile test temperature in various steels reverse transformed at 625℃ for 12hr.

변형온도의 영향 등을 조사하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 잔류오스테나이트는 대부분 폭이 0.1~0.3μm 크기의 미세한 래스형상으로 구성되어 있으며, 변태 유기소성 과정은 잔류오스테나이트→마르텐사이트와 잔류오스테나이트→변형쌍정→마르텐사이트의 2종류의 변태경로를 나타낸다.
- 2) 강도·연성조합은 3강종 모두 625℃ 이하의 비교적 낮은 온도에서 역변태 처리할 경우 유지시간이 증가함에 따라 직선적으로 증가하지만, 역변태온도가 675℃에 이르면 유지 시간이 증가함에 따라 연성감소로 인하여 강도·연성조합값이 현저하게 저하된다.

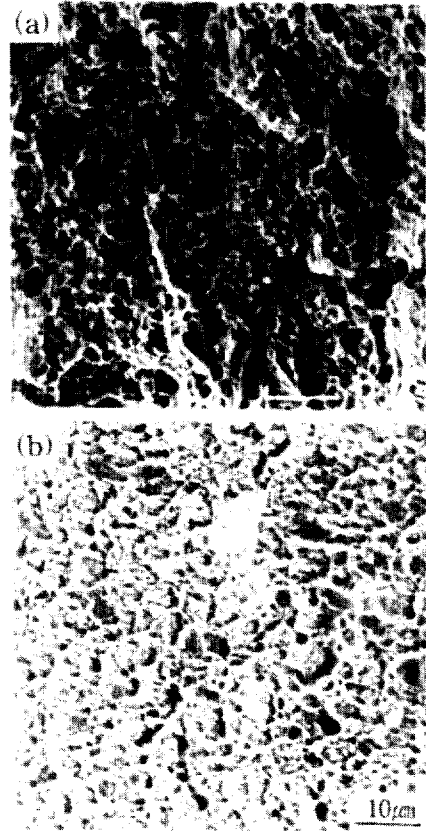


Fig. 11 Scanning electron micrographs of tensile fracture surface of 0.15C-6Mn steel reverse transformed at 625℃ for 12hr. (a) room temperature (b) 200℃

- 3) 625℃에서 6시간 역변태처리한 Ti 또는 Nb 첨가강의 인장강도와 연신률은 각각 93kg/mm², 40%로서 0.15%C-6%Mn강과 비교할 때 연성의 저하없이 10% 이상의 강도 상승 효과를 나타낸다.
- 4) 100℃~250℃ 범위에서 인장변형하는 경우 강도·연성조합은 상온에서보다 현저히 감소하며 TRIP효과도 적게 나타난다.

후 기

본 연구는 1996년도 포항종합제철주식회사의 연구비지원으로 수행된 것이며 이에 감사 드립니다.

참고 문헌

- 1) 荒木 透 : 金屬, 50, No. 1(1980) p.73
- 2) 武智 弘 : 日本金屬學會會報, 23(1984) p.896
- 3) 大澤 絃一 : 塑性と加工, 27(1986-1) p.55
- 4) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, and R. Bush : Trans. ASM, 60 (1967) p.252
- 5) Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi : Metall. Trans., vol. 22A(1991) p. 489
- 6) 澤井 巖, 內田 尙志 : 熱處理, 第 30卷 第 1號 (1990) p.27
- 7) Matsumura, O. Sakuma, Y : Trans. ISIJ, 27 (1987) p.570
- 8) 內田 尙志, 澤井 巖, 坂東岡本 : 鐵と鋼, vol. 72 (1986) S 1406
- 9) 澤井 巖, 內田 尙志 : 熱處理, 第31卷, 第4號 (1991) p.225
- 10) W. C. Jeong, D. K. Matlock, and G. Krauss : Mater. Sci. and Eng., A165 (1993) p.1
- 11) N. C. Goel, S. Sangal, and K. Tangri : Metall. Trans., vol. 16A (1985), p.2013
- 12) A. K. Sachdev : Acta. Met., vol. 31 (1983) p. 2037
- 13) T. Furukawa : Mater. Sci. and Tech., 5 May (1989) p.465
- 14) T. Furukawa, H. Hwang and O. Matsumura : Mater. Sci. and Tech., Nov, 1994, p.964
- 15) H. Huang, O. Matsumura and T. Furukawa : Mater. Sci. and Tech., July, 1994, p.621
- 16) R. L. Miller : Trans. ASM, 57 (1964) p.892
- 17) R. L. Miller : Trans. ASM, 61 (1968) p.592
- 18) T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto and M. Ichimura : Acta Metall., 25 (1977) p.1151
- 19) 鄭鋼煥, 張榮遠 : 鐵と鋼, 第79卷, 第6호 (1993) p.48
- 20) J. M. Rigsbee and P. J. VanderArend : Formable HSLA and dual-phase steels, A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, New York, NY (1979) p.56