압연기술의 미래개척, 이준정, 황상무 편
한국소성가공학회, 대한금속학회 1999 pp.356~365

역변태에 의한 냉연TRIP강의 제조기술

진광근*, 정진환, 이규영
광양압연연구그룹, 포항제철(주) 기술연구소

Manufacturing of Cold-rolled TRIP Steel by Reversion Process

K. G. Chin*, J. H. Chung and K. Y. Lee
Kwangyang Rolling Reseach Group, POSCO

Abstract

The present study is aimed at developing the TRIP(transformation induced plasticity) aided high strength low carbon steel sheets using reversion process. An excellent combination of elongation over 40% and tensile strength about 100kgf/mm^2 achieved in processing of 0.15C-0.5Si-6Mn steel by slow heating to intercritial temperature region and accelerated cooling into room temperature. This good combination is caused by TRIP phenomena of retained austenite in steels during deformation. The stability of retained austenite is very important for the good ductility and it depends on the diffusion of carbon and manganese during heat treatment. The accelerated cooling after holding at annealing temperature retards the formation of pearlite and provides the carbon enrichment in retained austenite in steel, resulting in the increase in elongation of the cold-rolled TRIP steel. On the other hand, heat treating the steel at 600℃ for 5 hour before cold rolling increases elongation but reduces the amount of retained austenite after reversion processing. It is accounted that the heat treating is effective for the increase in the stability of retained austenite.

Key words : Cold-rolled steel sheet, Ultra high strength steel, Retained austenite, Transformation induced plasticity, Reversion.

1. 서론

자동차의 차체 경량화와 충돌 안정성에 대한 요구로 인장강도 80kgf/mm^{2}이상의 자동차용 초고강도강의 채용이 증가하고 있으며 특히 member와 같은 구조부품이나 door impact bar 또는 bumper reinforcement와 같은 충격흡수재 등으로 동급의 고연성 초고강도강의 개발이 급속히 요구되고 있다. 현재까지 주로 사용되어 온 고강도강은 이상조직강으로 강도확보를 위하여 경질상인 마르텐사이트의 부피분율이 높기 때문에 연신율이 낮고 프레스 성형에 부적합하였다. 한편, Zackay 등에 의해 처음으로 보고된 잔류 오스테나이트의 변형유기 마르텐사이트 변태에 의해 연성이 향상되는 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity,TRIP)현상(1)을 응용하여 고연성과 고강도를 동시에 만족하는 자동차용 초고강도강(TRIP강이라고 함)이 개발되고 있으며, 특히 탄소함량 0.2-0.4wt%인 강에 Si을 1wt%이상 첨가하여 열처리후 적절한 온도에서 항온유지하면 페라이트와 베이나이트 미세조직내에 다량의 잔류 오스테나이트가 존재하고(2-5) 이러한 잔류 오스테나이트의 변형 유기 마르텐사이트 변태에 의하여 연성이 매우 우수한 초고강도강이 얻어지는 것으로 보고되고 있다(6-8). 그러나 C-Si-Mn계 TRIP강은 C,Si를 다량 첨가하기 때문에 용접성

과 도장성이 나쁘고, 아연도금 밀착성이 매우 열악하며 도금강판으로 제조가 어렵다는 문제점을 가지고 있다.

한편, 래스(lath)상의 저온 조직인 마르테사이트나 오스테나이트 조직을 냉간압연하여 얻은 변형유기 마르텐사이트에서 역변태 열처리를 통하여 다량의 잔류 오스테나이트를 형성시키는 연구가 부분적으로 진행되어 왔다(9-15). Breedis(9)와 Thomas등(10)은 스테인레스강에서 변형유기 마르텐사이트가 저온 소둔시 오스테나이트로 역변태하는 현상에 대하여 보고하였고, Coleman등(11)은 가공된 오스테나이트에서 재결정 오스테나이트보다 변형유기 마르텐사이트가 역변태하여 생성된 오스테나이트가 더 미세한 점을 지적하였으며, Takaki등(12)은 이러한 역변태를 이용하여 초미세립를 가진 스테인레스강을 얻었다. Furukawa등(13-15)은 0.1C-5Mn강 및 0.1C-5Mn-2Si강을 열간압연한 후 600-800℃로 재가열함으로써 17-33%정도의 잔류 오스테나이트를 함유한 TRIP 강을 얻었으며 Si을 첨가하고 저온에서 열처리한 경우 변형유기변태가 점진적으로 일어나는 경향을 보이고 그에 따라 연성개선 효과도 크다고 보고하였다. 그러나 Furukawa의 결과는 열간압연후 역변태시킨 TRIP강에 관한 것으로 동 강종의 주된 용도인 2.0mm이하의 자동차용 강판을 제조하기 위해서는 냉간압연후 역변태에 의한 TRIP강의 개발에 관한 연구는 아직까지 거의 이루어지지 않고 있다.

본 연구에서는 0.15C-6Mn강과 0.15C-0.5Si-6Mn강에 대하여 역변태 처리에 따른 열간압연판 및 냉간압연판의 기계적 성질과 미세조직의 변화를 조사하고 냉간압연판의 경우 압연전의 예비열처리의 영향을 검토함으로써 고연성을 가지는 인장강도 100kgf/mm² 급 TRIP강의 제조조건을 도출하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 기본조성강인 0.15C-6.5Mn강(A강)과 기본조성강에 Si을 첨가한 0.15C-0.5Si-6.5Mn강(B강)을 사용하였으며 표1은 합금의 화학적 조성을 나타낸 것이다. Si를 첨가한 것은 역변태에 의하여 TRIP강을 제조하는 경우 2wt%Si첨가가 잔류 오스테나이트 양을 증가시킨다는 보고도 있고(13), 더욱이 냉간압연재를 제조하기 위해서는 제조공정중 플래쉬버트 용접성이 확보되어야 하는데 기본조성강의 Mn함량이 높아 플래쉬버트 용접성이 나쁘기 때문에 이를 개선하기 위하여 플래쉬버트 용접성이 양호한 Mn/Si비가 4-20의 범위가 되도록 하기 위함이다.

Table 1. Chemical composition of steels used in this work(Vaccum melted).

Steels	Chemical composition(wt%)						Ac_1	Ac_3
	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al		
A	0.15	-	6.52	0.013	0.009	0.046	607	723
B	0.15	0.54	6.49	0.011	0.006	0.028	596	719

위 조성의 합금을 진공유도용해하여 50mm두께의 슬라브(slab)형태로 주조한 다음 1200℃로 재가열하여 1시간 유지후 pilot열간압연기에서 마무리 압연온도를 900℃로 하여 두께 2.8mm로 열간압연하였다. 열간압연직후 강판에 물을 분사하여 560℃까지 냉각시킨 다음 같은 온도로 유지된열처리로에서 1시간 유지후 노냉처리하여 권취공정을 재현하였다. 여기에서 얻어진 열연판은 염산으로 산세처리한 다음 일부는 50%압하율로 냉간압연을 실시하여 최종두께 1.4mm두께의 냉간압연판을 제조하였으며, 일부는 600℃에서 5시간 상소둔처리를 한 다음 냉간압연을 실시하였다.

역변태 열처리는 Ac_1변태점 과 Ac_3변태점의 중간온도인 610,630,650,670℃에서 1-12시간 실시

하였으며 열처리후 냉각속도는 30℃/hr와 150℃/hr으로 변화시켰다. 그림1은 실험과정을 모식적으로 나타낸 것이다.

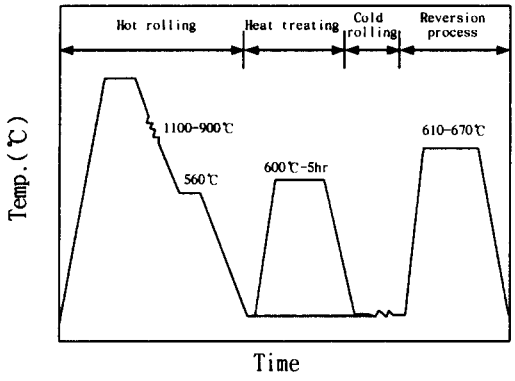


Fig.1 Schematic diagram of laboratory process used.

시편의 기계적 성질은 압연방향과 평행하게 인장시험을 하여 구하였으며 ASTM 370 sub-size(게이지부 길이 25mm)의 인장시편을 2mm/min의 crosshead speed에서 측정하였다. 한편 미세조직은 압연방향에 수직한 면을 기계적 연마후 나이탈 용액(2%HNO_3 + 98%H_2O)으로 에칭하여 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였으며 구성하는 각 상의 상분석을 위하여 투과전자현미경을 이용하여 미세조직을 분석하였다. 박막시편은 5% perchloric acid와 95% acetic acid를 혼합한 전해액을 사용하여 상온에서 전위차15V 조건에서 전해연마하여 제조하였다.열처리 시편내에 존재하는 잔류 오스테나이트의 부피분율은 X-선 회절분석기를 이용하여 강판의 두께 1/4 부위를 측정하였다. X-선 분석은 Mo-Kα target를 사용하여 얻어진 페라이트와 오스테나이트 peak의 적분강도로 부터 다음식[1]을 이용하여 잔류 오스테나이트의 부피분율, V_γ을 계산하였다(16).

$$V_\gamma = 1.4\ I_\gamma / (I_\alpha + 1.4\ I_\gamma) \qquad [1]$$

식[1]에서 I_γ는 $\{220\}_\gamma$,$\{311\}_\gamma$peak에서 얻어진 평균 적분강도 값이며, I_α는 $\{211\}_\alpha$ peak에서 구한 적분강도 값이다.

3. 실험결과

3.1 C-Mn강의 역변태 거동

그림2는 A강과 B강의 역변태 가열과정에서 변태거동을 파악하기 위하여 50℃/hr로 850℃까지 승온한 다음 다시 50℃/hr으로 냉각할 때 변태점 부근의 열팽창 곡선을 나타낸 것이다. A강과 B강의 Ac_1점과 Ac_3은 각각 607℃,596℃와 723℃,719℃이며 Ac_1점을 지나서 시편의 수축이 약간 정체되는 현상이 나타고 있다. 특히 0.5wt%Si을 첨가한 B강의 경우 이러한 경향이 뚜렷하다. Jana 등(17)은 Fe-33.95%Ni강을 액체질소에 냉각하여 40%의 마르텐사이트를 형성시킨 다음 1℃/min으로 가열할 때 나타나는 이와 같은 현상이 나타나는 것에 대하여 마르텐사이트 내부의 쌍정이 감소하기 때문이라고 하였고, Pitsch(18)는 시편의 일부에서 확산변태에 의하여 오스테나이트가 형성하는데 따른 현상이며 또한 완만한 변화(gradual deviation of the curve)이후의 급격한 수축현상에 대해서는 surface relief를 가진 오스테나이트가 형성되기 때문으로 이는 오스테나이트가 마르텐사이트로부터 전단기구에 의하여 형성되기 때문이라고 하였다. 또한 가열속도가 4℃/sec로 증가하면 이러한 완만한 변화는 관찰되지 않는데 이는 온도 전구간에서 전단기구에 의하여 마르텐사이트에서 오스테나이트로 역변태가 일어남을 의미한다고 하였다. 한편 Sokolov등(19)은 탄소강에 대한 역변태에서도 surface relief를 보이지만 이 경우는 탄소의 확산에 의하여 변태가 일어나기 때문에 단순한 martensitic 변태보다는 오히려 bainitic 변태를 하는 것으로 보고

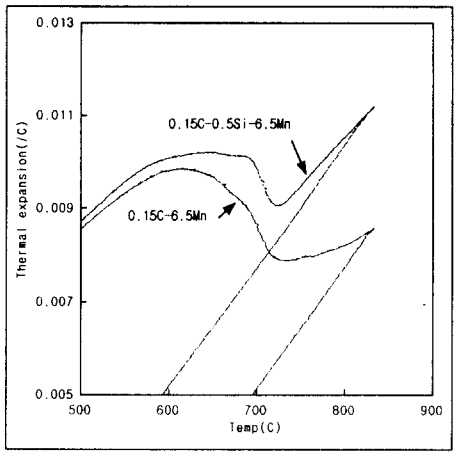


Fig.2 Dilatation curves of steels A and B.(heating rate:50℃/hr)

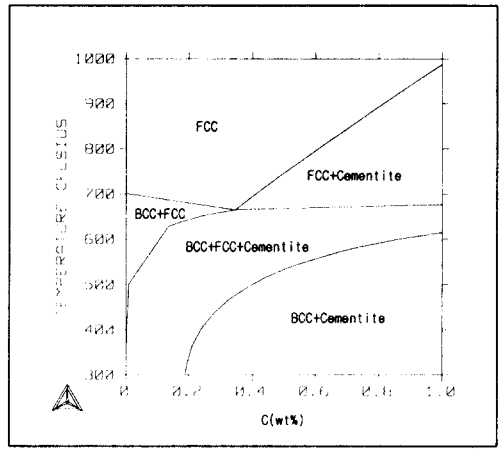


Fig.3 Phase diagram of Fe-C-6Mn.

있다. 따라서 본 시험강종의 경우 변태점을 지나서 역변태 초기에는 확산에 의한 역변태가 일어나고 나고 뒤이어 전단기구에 의한 역변태가 일어나며 특히 Si을 첨가한 경우 초기의 확산에 의한 역변태 온도구간이 증가하는 것으로 판단된다.

그림3은 Thermo-Calc를 이용하여 작성한 Fe-C-6Mn계 상태도이다. 본 시험강종의 경우 상태도에 따르면 약 630℃이하의 저온역에서는 BCC조직(본 시험강종에서는 마르텐사이트와 베이나이트 혼합조직)이 FCC조직인 오스테나이트로 역변태가 일어나며 이때 일부 cementite가 용해하여 오스테나이트로 확산분배되기 때문에 오스테나이트의 탄소함량은 온도가 상승함에 따라 증가한다. 그리고 630℃부근에 cementite는 완전히 재용해가 이루어지고 그 이상의 고온역에서는 단순히 lever rule에 따라 BCC조직에서 오스테나이트로 역변태가 계속 일어나며 이때에 오스테나이트의 탄소함량은 감소하기 시작한다. 또한 온도가 증가함에 따라 BCC조직은 감소하고 FCC조직은 계속 증가하여 690℃부근에서 완전한 FCC 단상조직으로 변태된다. 열팽창 곡선과 상태도를 비교하여 검토하면 Ac_1점 직상에서 수축현상이 지연되는 것은 cementite가 재용해되어 탄소가 재분배되면서 BCC가 FCC로 역변태되는 과정으로 추정된다.

3.2 냉간압연전 소재의 미세조직 및 기계적 성질

그림4는 A강과 B강의 열간압연판의 조직을 나타낸 것으로 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합조직을 보이고 있으며 기계적 성질은 A강의 경우 항복강도 86.6kgf/mm^2,인장강도 140.3kgf/mm^2, 연신율 8.7%을 나타냈으며 B강은 항복강도 68.3kgf/mm^2,인장강도 152.5kgf/mm^2,연신율 12.9%을 나타냈다. 또한 A강과 B강은 모두 마르텐사이트 조직에 의한 연속항복 거동을 하였다.

그림5는 A강과 B강을 610-670℃에서 열처리한 후 관찰한 SEM사진으로 층상조직을 보이며 회색으로 보이는 부분이 페라이트이며 검게 보이는 부분이 잔류 오스테나이트이다. 저온역에서는 초기조직의 래스경계에서 폭이 좁은 오스테나이트가 소량 형성되고 나머지 부분은 냉각과정에서 일부 베이나이트로 변태되는 반면 온도가 650℃인 경우 래스형태를 가진 오스테나이트가 증가하고 있다. 한편 온도가 670℃로 높아지면 오스테나이트는 불연속적인 형태로 변화하며 일부 마르텐사이트가 조대하게 관찰된다. Si를 첨가한 B강은 Si를 첨가하지 않은 A강에 비하여 페라이트 내의 탄화물이 증가하는 경향을 보인다.

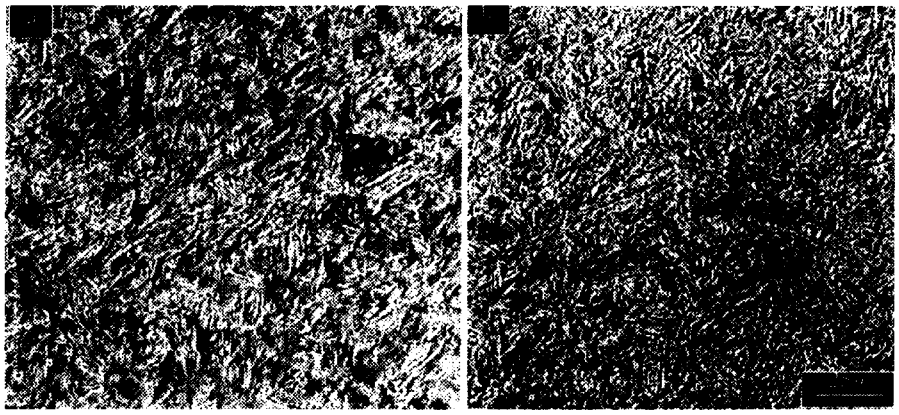
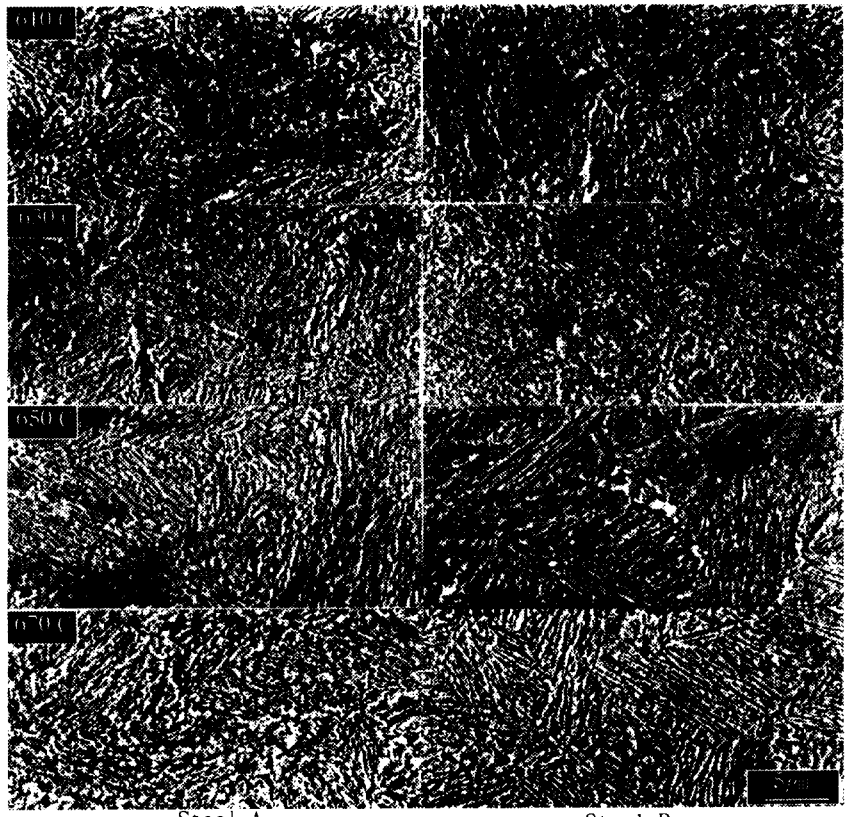


Fig.4. Scanning electron micrographs showing changes in microstructure of hot bands with silicon content in steels A and B;(a)Steel A and (b) steel B.



Steel A Steel B

Fig.5. Scanning electron micrographs showing changes in microstructure of heat treated hot bands with annealing temperature in steels A and B (annealed for 5hours).

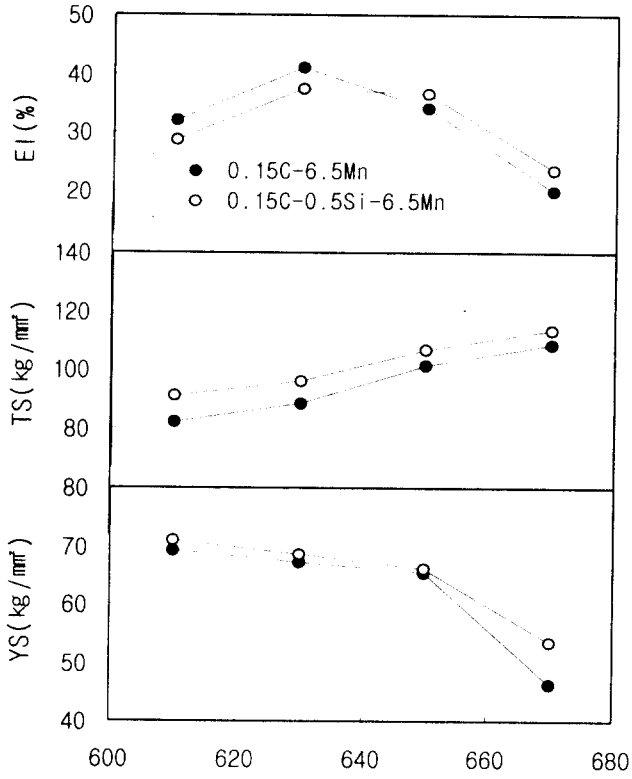
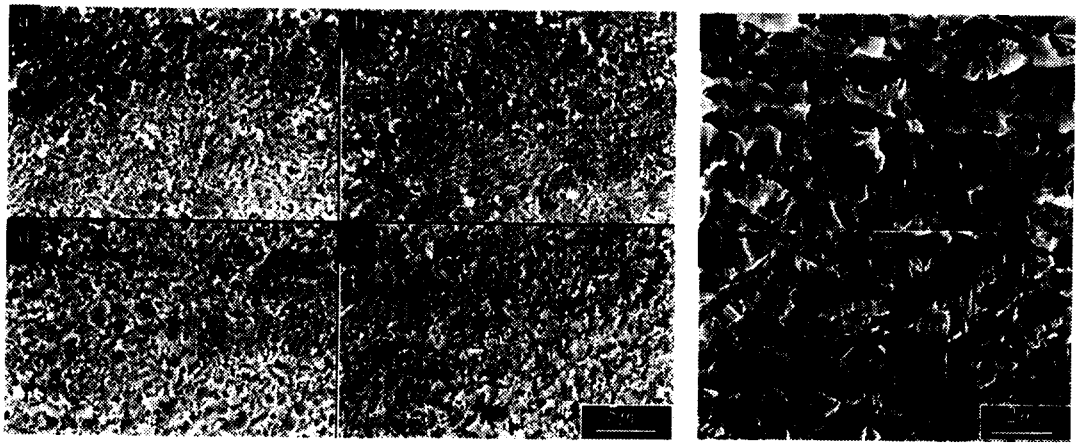


Fig.6. Effect of heating temperature and silicon on the mechanical properties in steel A and B. (holding time : 5hours)

그림6는 A강과 B강의 열간압연판의 기계적 성질에 미치는 열처리 온도의 영향을 나타낸 것이다. 항복강도는 650℃이하에서는 완만하게 감소한 후 그 이상온도에서는 급격히 감소하며 인장강도는 온도가 상승함에 따라 서서히 증가한다. 또한 연신율은 630-650℃에서 최대값을 보인 후 감소하였다.

3.3 역변태 냉연강판의 미세조직 기계적 성질

자동차에 사용되는 고강도강은 두께가 1.6㎜이하의 비교적 박물이기 때문에 Si를 0.5%첨가한 C-0.5%Si-6% Mn강(B강)에 대하여 냉간압연후 역변태처리한 다음 미세조직 및 기계적 성질을 조사하였다. 일부 열간압연판은 바로 냉간압연을 실시하고(무처리재) 일부는 냉간압연시 압연하중을 줄이고 또한 초기조직의 영향을 조사하기 위하여 예비처리로 600℃에서 5시간 열처리한 다음 냉간압연하였다(예비처리재). 냉간압연전 무처리재와 예비처리재의 조직은 그림4와



(no-heat treating) (heat treating) (heat treaing)

Fig.7. Changes in microstructure of cold-rolled steel sheets with heat treating before cold rolling and cooling rate after reversion treating in steel B; (a),(b) and (c) : cooling rate 30℃/hr, (d),(e) and (f) : cooling rate 100℃/hr

그림5와 같이 무처리재는 마르텐사이트 조직을, 예비처리재는 페라이트와 잔류 오스테나이트의 층상 혼합조직을 보이고 있다. 그림7은 B강의 냉간압연판을 630℃에서 5시간 동안 역변태 처리후 30℃/hr와 100℃/hr로 냉각한 무처리재와 예비처리재의 SEM사진이다. 먼저 냉각속도가 30℃/hr인 경우는 퍼얼라이트가 보이지만 100℃/hr인 경우는 퍼얼라이트는 관찰되지 않고 granular형태의 잔류 오스테나이트의 경우 베이나이트 변태가 일부 진행된 모양을 보이고 있다. 또한 예비처리에 의한 차이는 나타나지 않았다.

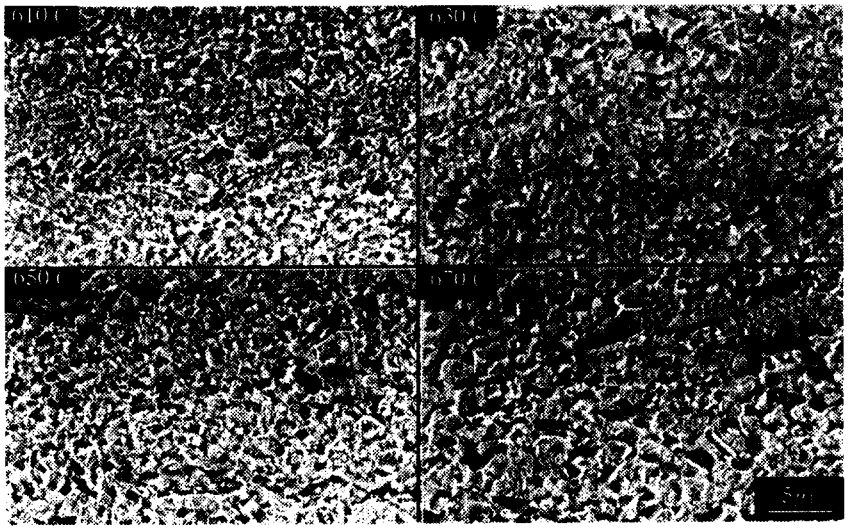


Fig.8. Changes in microstructure of heat treated cold-rolled steel sheets with reversion temperature for 5 hours in steel B.

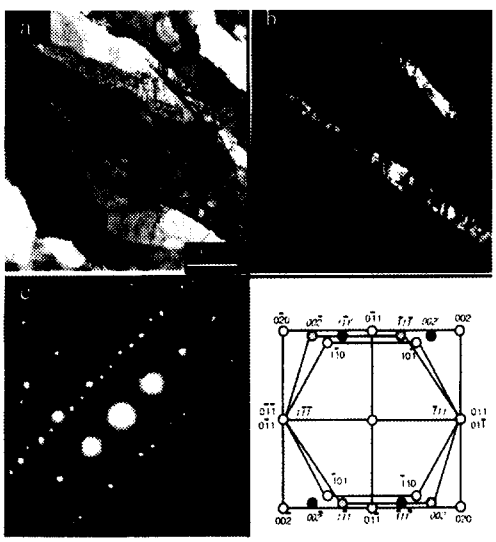


Fig.9. TEM micrographs of reversion treated steel B; (a)bright field image, (b)dark field image, (c)selected area diffraction pattern and (d)the index result.

그림8는 역변태 온도에 따른 예비처리재 SEM조직을 보여주는 것으로 유지시간은 5시간,냉각속도는 100℃/hr이다. 역변태 온도가 높아짐에 따라 조직은 입상의 탄화물이 석출된 페라이트와 잔류 오스테나이트 혼합조직에서 630℃이상에서는 입상 탄화물이 사라지고 조대한 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트의 혼합조직으로 변화한다. 그림9은 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트와의 방위관계를 나타내는 TEM사진으로 그림9(a)는 bright field 사진으로 페라이트 경계에 0.1-0.2μm 폭의 래스형태의 오스테나이트가 형성되어 있고 오스테나이트 내부에는 많은 적층결함(stacking fault)이 존재하는 것을 보여주고 있다. 그림9(b)는 dark field사진으로 래스형태의 오스테나이트를 보여주며 그림9(c)는 페라이트와 오스테나이트의 SAD pattern을

나타낸 것이다. 역변태 TRIP강에서 잔류 오스테나이트와 인접한 마르텐사이트와 그림9(c)와 (d)에서 두 상간에는 K-S관계와 N-W관계가 만족되고 있다. 또한 오스테나이트 내에서는 (111)면을 쌍정면으로 하여 쌍정이 형성되어 있음을 dark field와 SAD pattern을 통하여 알 수 있다.

그림10은 B강의 냉간압연판을 630℃에서 5시간 동안 역변태 처리후 30℃/hr와 100℃/hr로 냉각한 무처리재와 예비처리재의 기계적 성질과 잔류 오스테나이트의 분율을 나타낸 것이다. 냉각속도가 증가함에 따라 항복강도는 약간 증가하지만 인장강도는 반대로 약간 감소한다. 그리고 연신율과 잔류 오스테나이트의 양은 증가하는 경향을 보인다. 또한 냉간압연전 예비처리를 한 경우 항복강도는 감소하고 인장강도는 증가하며 연신율은 개선되는데 이런 연신율 향상은 냉각속도가 증가할수록 현저하였다. 그러나 잔류 오스테나이트의 분율은 오히려 감소하는 경향을 보이며 이는 연신율과는 상반되는 거동으로 예비처리재의 경우 잔류 오스테나이트의 연성기여도가 더 큰 것으로 추정된다.

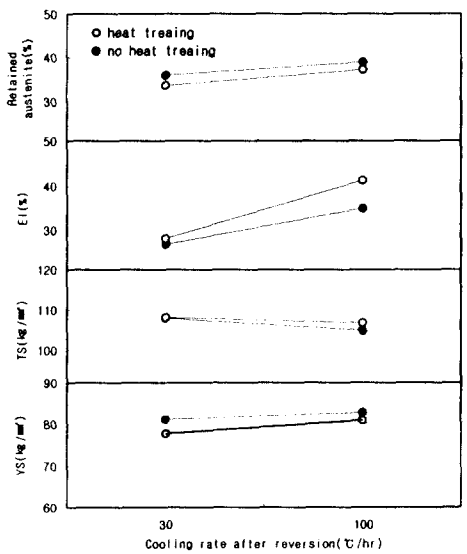


Fig.10. Effect of cooling rate and heat treating before cold rolling on the mechanical properties in steel B.(630℃-5hr)

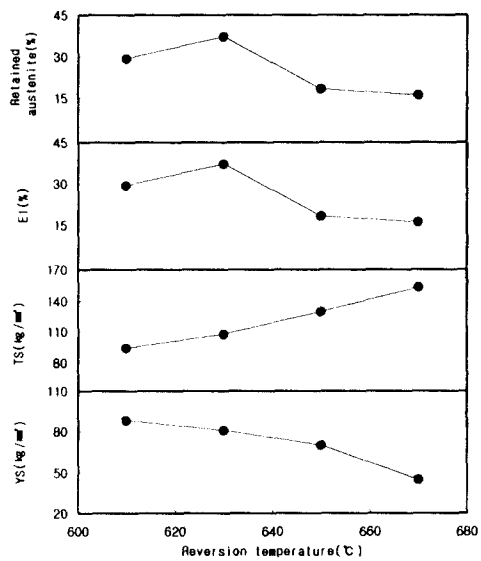


Fig.11. Effect of reversion temperature on the mechanical properties in steel B. (holding time : 5hr)

그림11은 역변태 온도에 따른 예비처리재의 기계적 성질과 잔류 오스테나이트 분율은 보여주는 것으로 유지시간은 5시간, 냉각속도는 100℃/hr이다. 예비처리재의 기계적 성질은 650℃에서 크게 변화하며 그 이하온도에서는 점진적인 보이지만 그 이상온도에서는 급격한 변화를 나타낸다. 온도가 높아짐에 따라 항복강도는 감소하고 인장강도는 반대로 증가하며 연신율은 630℃까지 일정하게 유지후 감소한다. 또한 잔류 오스테나이트 분율은 연신율 변화와 비슷한 거동을 보인다. 이와 같은 기계적 성질의 변화는 온도가 상승함에 따른 2상 분율(잔류 오스테나이트 + 마르텐사이트)의 증가와 잔류 오스테나이트의 안정성이 감소하는데 기인한 것으로 판단된다. 즉, 저온역에서는 입상 탄화물의 용해로 오스테나이트의 탄소재분배가 일어나고 역변태후 빠른 냉각속도로 탄화물의 재석출이 억제됨으로써 잔류 오스테나이트가 안정되는데 비하여 고온역에서는 오히려 오스테나이트 내부의 C,Mn이 감소하여 오스테나이트가 불안정해지고 650℃이상에서는 일부 오스테나이트가 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태한다. 따라서 온도가 상승할수록 입상탄화물의 용해에 따른 페라이트 청정화와 제2상 분율의 증가 및 마르텐사이트 형성으로 항복강도가 감소하고 인장강도는 증가하는 것이다. 한편 연신율은 입상탄화물의 용해가 진행되는 630℃까지는 잔류

오스테나이트의 안정성이 유지되기 때문에 크게 낮아지지 않지만 그 이상온도에서는 잔류 오스테나이트의 양이 감소하고 안정성이 떨어지며 마르텐사이트가 증가하기 때문에 급격히 감소한다. 특히 670℃에서 냉간압연전 예비 열처리를 한 경우 항복비가 0.29로 매우 낮게 나타난 것은 마르텐사이트 변태시 발생한 압축응력으로 주변의 페라이트 내부에 유동성 전위가 도입되어 항복강도가 낮아지는 것은 복합조직강에서 이미 잘 알려져 있지만 그 경우에도 항복비는 0.5-0.6수준으로 본 강종의 경우와 비교하면 여전히 높다. 따라서 본 강종의 낮은 항복비는 마르텐사이트 변태 외에도 페라이트 청정화와 불안정한 잔류 오스테나이트가 항복응력 이하의 응력조건에서 변태하는 응력유기변태에 의한 것으로 판단된다. 그림12는 냉간압연전 예비 열처리를 한 B강을 630℃에서 5hr동안 역변태 처리한 경우 변형량에 따른 잔류 오스테나이트의 감소율(변형후 잔류 오스테나이트 양/초기 잔류 오스테나이트 양)에 미치는 역변태후 냉각속도의 영향을 나타낸 것이다. 그림12에서 변형량이 증가함에 따라 100℃/hr재의 잔류 오스테나이트의 감소율이 30℃/hr재에 비하여 느린 경향을 보이며 이는 냉각속도가 증가함에 따라 냉각중 퍼얼라이트 석출이 지연되어 오스테나이트의 탄소농도가 상대적으로 증가되어 안정화됨으로써 그 결과 잔류 오스테나이트양도 증가하고 연신율도 개선되는 것으로 판단된다.

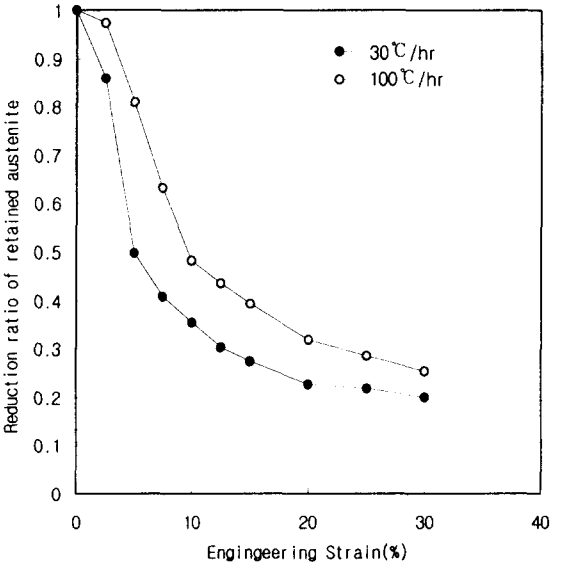


Fig.12. Effect of cooling rate on the reduction ratio of retained austenite as a function of engineering strain in steel B.

4. 결론

가. 0.15C-0.5Si-6Mn강을 이상역에서 역변태 처리하여 연신율 40%이상의 고연성을 가지는 인장강도 100kgf/mm² 급 냉연TRIP강을 제조하였으며 고연성은 강 중에 존재하는 다량의 잔류 오스테나이트의 변형유기변태에 기인한 것이다.

나. 역변태 처리후 냉각속도를 증가시키면 냉각과정에서 퍼얼라이트 변태를 지연시켜 잔류 오스테나이트의 안정성를 높임으로써 높은 연신율을 얻어지는 것으로 판단된다.

다. 냉간압연전 600℃에서 5시간 예비열처리를 하면 잔류 오스테나이트 양은 약간 감소하지만 연신율은 오히려 증가하는 거동을 보였다.

라. 역변태에 의한 냉연TRIP강은 20%이상의 다량의 잔류 오스테나이트를 함유하며 강도X연신율 조합이 4000 (kg/mm²·%)이상을 얻을 수 있다.

참고문헌

1.V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush, Trans.ASM, vol.60, pp.252(1967).
2.S.J.Mates and R.F.Hehemann, Trans.Met.Soc.AIME, no.221, pp.179(1961).
3.R.Le.Houillier, G.Begin and A.Dube, Metall.Trans., vol.2, pp.2645(1971).
4.H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds, Metall.Trans.A, vol.10A, pp.895(1979).
5.H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds, Met.Sci., vol.17, pp.411(1983).
6.O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi, Trans.ISIJ, vol.27, pp.570(1987).
7.I.Tsukatani, S.Hashimoto and T.Inoue, ISIJ inter., vol.31, pp.992(1991).
8.K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.I.Hashimoto, Metall.Trans.A, vol.24A, pp.3085(1992).
9.J.F.Breedis, Trans.Meatll.Soc.AIME, no.236, pp.218(1966).
10.S.R.Thomas and G.Krauss, Trans.Metall.Soc.AIME, no.236,pp.1136(1967).
11.T.H.Coleman and D.R.F.West, Met.Technol., vol.13,pp.49(1976).
12.S.Takaki and Y.Tokunaga, Pro.Innovation Stainless Steel,AIM,Florence,pp.327(1993).
13.T.Furukawa et al.,CAMP-ISIJ, vol.1, pp.1867(1988).
14.T.Furukawa et al.,CAMP-ISIJ, vol.2, pp.744(1989).
15.T.Furukawa et al.,CAMP-ISIJ, vol.1, pp.1704(1993).
16.R.L.Miller, Trans.ASM, vol.61, pp.572(1968).
17.S.Jana and C.M.Wayman, Trans.AIME, no.239, pp.1189(1967).
18.W.Pitsch, Trans.AIME, no.242, pp.2019(1968).
19.B.K.Sokolov and V.D.Sadovskij, Fiz.Met.Metalloved, vol.3, pp.6(1958).