저탄소강의 미세조직과 집합조직에 대한 탄소의 영향

정 우 창*

대구가톨릭대학교 기계자동차공학부

Effect of Carbon on Microstructure and Texture in Low Carbon Steels

Woo Chang Jeong*

School of Mechanical and Automotive Engineering, Catholic University of Daegu, Gyeongsan-si,
Gyeongbuk 712-702, Korea

Abstract The effect of carbon on the microstructure and texture of low carbon steels was investigated in a series of 1.6 Mn-0.3Cr-0.2Mo-0.001B steels with carbon ranging from 0.021 to 0.048%. Intensity of {111} orientation increased with decreasing the carbon content, resulting in the increase in r_m value. The highest r_m value of 1.30 was obtained in 0.021%C steel annealed at 820~850°C according to the typical galvannealing heat cycle. Martensite volume fraction was not substantially affected by the annealing temperature. It was found that the fine and uniformly distributed martensite particles which were present in amounts of about 5% volume fraction were desirable for the highest r_m value. The other factor affecting the high r_m value was the preferred epitaxial growth of retained ferrite with {111} orientation into austenite during cooling.

(Received January 24, 2014; Revised February 3, 2014; Accepted February 24, 2014)

Key words : Dual-phase steel, Microstructure, Plastic strain ratio, Texture, Crystallographic orientation map

1. 서 론

미세조직이 페라이트와 마르텐사이트로 구성되는 복합조직강(Dual-Phase Steel)은 강도와 연성의 조합이 우수하고 항복비(Yield Ratio)가 낮으며, 가공경화속도가 높다. 또한 상온 시효(Ambient Aging) 없이 높은 열경화성(Bake Hardenability)를 나타내며, 조절 압연(Temper Rolling)을 하지 않은 상태에서 연속항복거동을 나타내는 등 기계적 특성이 우수하다[1-5]. 이러한 우수한 특성에도 불구하고 복합조직강은 소성변형비(Plastic Strain Ratio, Lankford Value, r 값)가 낮아 디프 드로잉(Deep Drawing)성이 필요한 차체 패널 부품에는 적용되지 못했으나, 최근 인장강도 490 MPa 급 복합조직강이 세계 최초로 산타페 도어(Door)외판에 적용된 바 있다. 복합조직강 고유의 특성을 나타내기 위해서는 조직 내에 마르텐사이트의 양이 적어도 5% 이상이 되어야 하지만[6-8], 마르텐사이트의 양이 증가할수록 디프 드

로잉성에 좋은 집합조직(Texture)의 발달을 방해하여 r 값은 낮아지게 된다.

지금까지 복합조직강의 r 값을 높이려는 연구[9-12]가 일부 수행되어 왔으며, Hu[9]는 배취어닐링으로 {111} 집합조직을 발달시킨 후 연속 어닐링하는 방법을 제안하였다. 복합조직강은 저온 변태 중 결정 방위 발달에 영향을 받아 디프 드로잉성에 좋은 {111} 집합조직을 발달시키기 어렵다. 디프 드로잉성에 좋은 페라이트 집합조직이 성공적으로 얻어지더라도 디프 드로잉성에 바람직하지 않은 방위를 가지는 마르텐사이트의 양이 많아지면 r 값이 감소되기 때문이다. 따라서 Hu[9]는 배취 어닐링으로 {111} 집합조직을 먼저 발달시킨 후 고탄소의 결정립계 탄화물이나 퍼얼라이트 근처가 2상 영역 어닐링 시 오스테나이트가 되도록 짧은 시간 가열하여 급냉 시 이들 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하게 유도하는 방법을 제안하였다. 이때 마르텐사이트의 양은 조절 압연을 하지 않은 상태에서 인장시험을 할 때 항복

*Corresponding author. E-mail : wcjeong@cu.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

점 연신율이 나타나지 않는 정도인 5% 수준으로 제어하면 발달된 페라이트 집합조직이 열처리로 변화되지 않는다고 설명하였다.

Jeong[12]은 0.015% C-1.5% Mn강에 Mo를 0~0.5% 첨가한 저탄소강에서 Mo양이 증가하면 Mo 탄화물이 열연판의 페라이트 결정립 성장을 억제시켜, 어닐링판에 γ -Fiber 집합조직을 발달시키기 때문에 r값이 증가되며 복합조직강에서도 1.0 이상으로 r값을 증가시킬 수 있음을 보고하였다.

본 연구에서는 디프 드로잉성이 우수한 인장강도 440~540 MPa 급 복합조직강 개발을 목적으로 탄소함량을 0.021%~0.048%로 변화시켜, 탄소양과 어닐링 온도가 미세조직과 집합조직에 미치는 영향을 연구하여 미량의 마르텐사이트를 함유하는 복합조직강에서 r 값의 증가가 가능한지를 연구하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 세 종류의 합금성분을 Table 1에 나타내었다. 복합조직강의 디프 드로잉성을 향상시키기 위해서는 마르텐사이트의 양을 최소로 제어하는 것이 중요하다. 이를 위해 탄소함량을 0.021%~0.048% 범위로 설계하였으며, 440 MPa 이상의 인장강도를 얻기 위해 1.6%의 Mn과 함께 경화능 합금원소인 Cr과 Mo 및 Boron을 각각 0.3%, 0.2%, 0.001% 첨가하였다.

모든 시료강은 고주파 유도로에서 진공용해 하였다. 용해, 주조된 강괴는 1200°C의 오스테나이트 단상 영역에서 균일화 열처리한 후 3.8 mm 두께로 열간압연을 실시하였으며 열간압연 마무리온도는 890°C였다. 열간압연이 끝난 강판은 650°C 까지 공냉하였으며, 650°C로 유지된 로에 장입하여 1시간 동안 유지시킨 후 로냉하여 공장 제조시의 열연판 권취(Coiling) 공정을 재현하였다. 열간압연 시 형성된 열연판 표면의 산화피막을 깨끗이 제거한 후 74%의

냉간압하율로 1.0 mm의 두께까지 냉간압연하였다.

냉간압연판은 연속용융 합금화아연도금강판 열처리라인(Continuous Galvanizing Line, CGL)의 전형적인 열처리조건(Fig. 1의 열 사이클 2)에 따라 연속 어닐링 모사열처리 장치를 이용하여 열처리하였다. 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역까지 가열한 직후 존재하던 오스테나이트는 냉각과정과 용융아연도금 온도인 460°C, 아연도금층의 합금화가 일어나는 510°C까지 냉각되면서 페라이트로 변태되고 남은 오스테나이트가 마지막 냉각과정에 마르텐사이트로 변태되어 페라이트와 마르텐사이트의 복합조직강을 나타내게 된다. 2 상영역에서 가열한 직후 존재하는 오스테나이트의 양을 예측하기 위해 Fig. 1의 열 사이클 1과 같이 열처리를 실시하였다. 열 사이클 1에 사용된 냉각속도는 연속 어닐링 모사 열처리 장치의 가스 제트 냉각에서 얻어진 냉각속도로 약 150°C/sec이었으며, 후술하듯이 이런 냉각속도에서도 오스테나이트의 일부는 페라이트로 변태되었다.

광학현미경과 주사전자현미경을 이용해 미세조직을 관찰하였으며, 영상분석기(Image Analyzer)를 이용하여 마르텐사이트의 부피분율을 측정하였다. 조직내

Fig. 1. Schematic illustration of the heat cycle used in the present study.

Table 1. Chemical Composition of the Steels

Steel	C	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	B
C1	0.021	1.71	0.02	0.003	0.04	0.002	0.3	0.2	0.001
C2	0.034	1.57	0.03	0.003	0.04	0.002	0.3	0.2	0.001
C3	0.048	1.63	0.02	0.003	0.04	0.002	0.3	0.2	0.001

(wt%)

에 존재하는 마르텐사이트의 양이 적고 크기가 미세하여 1,000배 배율에서 마르텐사이트의 부피분을 측정하였다. 복합조직강의 결정립별 방위 분포와 집합조직의 발달정도를 조사하기 위해 EBSD(Electron Back Scattered Diffraction)를 사용하였다. 압연면을 대상으로 결정립 방위분포 사진과 역극점도를 얻어 열처리조건과 탄소함량에 따른 결정립들의 방위분포와 집합조직의 발달 정도를 조사하였다.

r 값은 인장시험 시 15%까지 인장변형을 준 후 인장시험편의 게이지 부분 폭 변화로부터 측정하였다. 평균 r값, r_m 은 $(r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ 식으로부터 계산하였으며, 여기서 r_0 , r_{45} 및 r_{90} 은 각각 압연방향, 압연방향과 45°, 압연방향과 직각방향을 따라 가공된 인장시험편에서 얻어진 r값에 해당된다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2에 C1, C2, C3 강의 열간압연판을 니이탈로 부식시켜 광학현미경으로 관찰한 미세조직을 나타내었다. 탄소양에 관계없이 열연판의 미세조직은 페라이트와 미세한 크기의 시멘타이트로 구성되어 있으며, 시멘타이트는 결정립계와 입내에 균일하게 분포되어 있다. 이것은 본 연구에 사용된 강의 탄소함량이 0.021~0.048%로 적기 때문에 공식변태상인 페얼라이트가 존재하지 않거나 있더라도 극히 미량 존재하기 때문이다. 실제 0.048%C 강에서는 미세한 페얼라이트가 일부 관찰되었으나 그 양은 매우 적었다.

탄소함량이 높아질수록 페라이트 결정립은 미세하게 되었다. ASTM 방법으로 측정된 C1, C2 및 C3 강의 Grain Size No는 각각 10.4, 10.5 및 11.1이었다. 또한 탄소함량이 증가할수록 페라이트 결정립계가 선명하게 부식되지 않고 결정립 분포도 불균일해졌다. 이러한 페라이트는 일반 저탄소강에서 관찰되는 Polygonal 페라이트가 아니고 Quasi-Polygonal 페라이트 특성을 가지는 저온변태 페라이트[13]로 판단된다. 저온변태 페라이트는 Mn, Mo, Cr, B 등 경화능 향상원소가 많이 포함되거나 냉각속도가 빠른 경우에 관찰되며 Polygonal 페라이트에 비해 전위밀도가 높고 강도가 높은 상으로 보고되고 있다[13].

Fig. 1에 도시한 전형적인 연속용융 합금화아연도

Fig. 2. Optical micrographs showing the effect of the carbon content on the microstructure of hot-rolled steels: (a) 0.021%C steel, (b) 0.034%C steel, and (c) 0.048%C steel.

금강판의 어닐링 사이클에 따라 어닐링을 실시하였다. 460°C는 용융아연도금을 위한 온도이고, 510°C는 아연도금 합금화를 위한 온도이며, 760°C~880°C

Fig. 3. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature on the microstructure of C1 steel.

Fig. 4. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature on the microstructure of C2 steel.

로 어닐링 온도를 변화시켜 어닐링온도가 미세조직과 집합조직에 미치는 영향을 조사하였다. Andrews 식 [14]에서 계산된 C1, C2 및 C3 강의 A_{c3} 온도는 각각 888°C, 880°C 및 873°C이었으며, 세 강의 A_{c1} 온도는 모두 706°C로 계산되었다. 따라서

$$A_{c3} = 910 - 203(C)^{1/2} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W$$

$$A_{c1} = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W$$

Fig. 5. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature on the microstructure of C3 steel.

Table 2. Change in Martensite Volume Fraction with Annealing Temperature in C1, C2, and C3 Steels

Steel	Annealing Temperature (°C)				
	760	790	820	850	880
C1	5.0%	5.4%	5.4%	5.6%	7.3%
C2	7.2%	7.6%	7.1%	9.0%	9.4%
C3	8.9%	10.9%	10.9%	12.2%	12.7%

본 연구에 사용된 760°C~850°C는 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역에 해당되지만, 880°C는 2상 영역(C1 강)이거나 오스테나이트 단상영역(C2 강, C3 강)으로 볼 수 있다.

Fig. 3~5는 0.021%C 강, 0.034%C 강 및 0.048%C 강의 어닐링온도에 따른 광학현미경조직을 나타낸 것이고, Table 2는 어닐링온도에 따른 마르텐사이트의 부피분율을 측정하여 나타낸 것이다. 탄소량과 어닐링온도에 관계없이 조직은 모두 페라이트와 마르텐사이트로 구성되어 있다. 어닐링온도를 760°C에서 880°C로 증가시킬 경우, 0.021%C 강의 마르텐사이트는 5.0%에서 7.3%로 2.3% 증가, 0.034%C 강은 7.2%에서 9.4%로 2.2% 증가, C3 강은 8.9%에서 12.7%로 3.8% 증가하는 등 2~4% 정도 미량 증가하는데 그쳤다. 어닐링온도가 증가하면 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역에서 생성된 오

스테나이트의 양이 증가하므로 어닐링 완료 후 마르텐사이트의 양이 크게 증가할 것으로 예측되었으나 실험결과와는 차이를 나타내었다. 이것은 본 연구에서 사용된 합금성분계예의 경화능이 충분히 높지 않아 Fig. 1의 열 사이클 2와 같이 냉각하는 경우 냉각되는 도중에 오스테나이트 대부분이 페라이트로 변태되었음을 의미한다.

또한 동일한 어닐링온도에서 탄소량을 0.021%에서 0.034%, 0.048%로 증가시키면 마르텐사이트의 양이 증가되었으나 그 양 또한 크지 않았으며, 그 이유 역시 경화능 합금원소가 충분히 첨가되지 않았기 때문으로 판단된다. 복합조직강의 특성을 유지하면서 r_m 값을 최대로 증가시키기 위한 5% 내외의 마르텐사이트 양은 0.021%C강을 760°C~850°C에서 어닐링할 때 얻어졌으며, 탄소량이 0.034%나 0.048%로 높아지면 7% 이상으로 마르텐사이트 양이 증가 하였다.

Fig. 6. Effect of the carbon content and annealing temperature on the mechanical properties of annealed steels.

Fig. 6은 C1, C2 및 C3 강 of 어닐링온도에 따른 연신율, 인장강도, 항복강도 및 r_m 값의 변화를 도식한 것이다. 탄소함량에 관계없이 어닐링온도가 증가하면 항복강도와 인장강도가 증가하고 연신율은 감소하였다. 동일 어닐링온도에서는 탄소함량이 높을수록 강도가 높고 연신율이 낮았다. 이것은 Table 2에서 알 수 있듯이 어닐링온도가 증가하고 탄소함량이 증가할수록 조직내 마르텐사이트의 양이 증가하기 때문이다. 0.021%C 강, 0.034%C 강 및 0.048%C 강을 790°C~820°C에서 어닐링했을 때 제조가능한 인장강도는 각각 450 MPa, 480 MPa, 550 MPa 수준이었으며, 항복강도를 인장강도로 나눈 값인 항복비는 0.5~0.6을 나타내어 전형적인 복합조직강 특성을 나타내었다.

0.021% C강의 r_m 은 1.18~1.33, 0.034%C 강 of r_m 은 1.11~1.23, 0.048%C강의 r_m 은 1.05 ~1.25를 나타내었다. 동일 어닐링온도에서 탄소함량이 높아지면 r_m 은 낮아졌다. 동일한 어닐링온도에서 탄소함량이 0.021%에서 0.048%로 증가하면 마르텐사이트의 양이 4~6% 정도 증가하는데 r_m 의 변화는 마르텐사이트의 양의 변화와 잘 일치함을 알 수 있다. 어닐링온도가 증가하면 r_m 이 증가하다가 감소되는 경향을 나타내었으나 r_m 의 변화는 크지 않았다. 동일 강종에서 어닐링온도에 따른 r_m 의 변화가 적고 마르텐사이

Fig. 7. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature and heat cycle on the microstructure of C1 steel.

트 양의 변화도 크지 않기 때문에 둘 사이의 뚜렷한 상관성은 나타내지 않은 것으로 판단된다.

0.021% C강인 C1 강을 820°C와 880°C에에서 각각 가열한 후 Fig. 1의 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리한 시편의 광학현미경 조직을 Fig. 7에 나타내었다. Andrews 식[14]에 따르면 C1 강에서 820°C와 880°C는 A_3 변태온도 이하의 2 상 영역에 해당되지만 880°C는 거의 A_3 변태온도 근처의 2 상 영역에 해당되는 온도이다. 820°C 경우 열 사이클 1로 열처리된 시편의 마르텐사이트 양은 12.6%로서 열 사이클 2로 열처리한 시편의 마르텐사이트 양, 5.4%에 비해 다소 많지만 그 차이가 크지는 않았다. 이것은 열 사이클 1에 적용된 가스제트 냉각의 속도가 빠르지만 본 연구에서 사용된 합금성분계에서는 경화능이 충분히 높지 않아 냉각되는 도중에 오스테나이트의 상당양이 페라이트로 변태되었음을 의미한다.

반면 880°C 가열재의 경우 결정립계가 분명하지 않고 조대한 조직을 나타내었으며 마르텐사이트의 형태나 분포가 페라이트 결정립계를 따라 Polygonal 형태로 존재하는 820°C 가열재의 마르텐사이트와는 전혀 다른 양상을 나타내었다. 이런 조직 특성은 880°C가 오스테나이트 단상영역에 가까운 온도임을 의미하며, 가열단계에서 조직의 대부분이 오스테나이트로 구성된 후 냉각되는 동안 페라이트로 변태되었기 때문이다. 880°C 가열재 역시 열 사이클 1에 따

Fig. 8. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C1 steel annealed at 820°C.

라 열처리된 시편의 마르텐사이트 양이 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 마르텐사이트 양에 비해 많은 것으로 판단되지만 마르텐사이트의 양 측정이 불가하였다.

Fig. 8과 9는 820°C와 880°C에서 각각 가열한 후 Fig. 1의 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정립 방위분포(Crystallographic Orientation Map)와 역극점도(Inverse Pole Figure)를 Color Key와 함께 나타낸 것이다. 결정립 방위분포는 페라이트에 대해서만 측정하였고 마르텐사이트에 대해서는 측정하지 않았다. 마르텐사이트는 결정립 방위 분포 사진에서 검은 색을 비롯한 다양한 색깔의 작은 점들로 구성되어 있음을 알 수 있다.

Fig. 8에서 알 수 있듯이 열 사이클 2로 열처리된 시편은 다양한 색깔의 점들이 열 사이클 1보다 적게 존재하였으며, Random 방위분포를 나타내는 열 사이클 1에 비해 상대적으로 $\{111\}$ 면의 집적도가 높아지는 반면 $\{101\}$ 면의 집적도는 감소함을 알 수 있다. 열 사이클 2에 따라 냉각되는 동안 2상 영역에서 생성된 오스테나이트가 변태 페라이트(Transformed Ferrite)로 변태하게 되는데 변태 페라이트는 새로운 방위의 결정립이 새로이 핵생성한 후 성장해 가는 것이 아니라 기존 잔류 페라이트(Retained Ferrite)로부터 잔류 페라이트의 방위와

Fig. 9. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C1 steel annealed at 880°C.

동일한 방위를 가지면서 Epitaxial 성장[15]을 하게 된다. 열 사이클 2에서 상대적으로 $\{111\}$ 방위가 발달한 것은 $\{111\}$ 방위의 잔류 페라이트가 냉각되는 동안 변태 페라이트로 우선적으로 Epitaxial 성장을 한 결과 $\{111\}$ 집합조직을 발달시켰음을 의미한다.

반면 880°C 가열 후 열 사이클 1에 따라 열처리된 시편의 결정립 방위 분포를 보면 다양한 색깔의 미세한 점들이 조직내에 다양으로 골고루 분포되어 있고 결정립계가 선명하지 않으며 다양한 결정립방위의 미세한 결정립들로 구성되어 있음을 알 수 있다. Fig. 7에서 관찰된 조대한 결정립은 다른 결정립방위의 미세한 결정립들이 합쳐진 형태임을 Fig. 9와 비교로 부터 알 수 있다. 이것은 이웃하는 결정립들의 결정립계가 방위차이가 크지 않은 소경각입계(Low Angle Grain Boundary)로 구성되었기 때문에 고경각입계(High Angle Grain Boundary)만 선명하게 보여주는 나이트 에칭에서는 선명하게 관찰되지 않은 것으로 판단된다.

한편 880°C 가열 후 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정립 방위 분포를 보면 열 사이클 1에 비해 단일 색깔의 결정립이 현저하게 조대화되어 있다. 이것은 냉각되는 동안 잔류 페라이트가 Epitaxial 성장을 통해 오스테나이트를 잠식하면서 조대화되었

Fig. 10. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature and heat cycle on the microstructure of C2 steel.

기 때문에 판단된다. 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정방위 분포는 Random한 방위분포를 나타내는 열 사이클 1에 비해 상대적으로 $\{111\}$ 방위가 발달해 있음을 알 수 있으며, 이 현상은 820°C와 동일하였다. 한편 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정방위분포를 보면 820°C 열처리재가 880°C 열처리재에 비해 $\{111\}$ 집합조직이 잘 발달되었으며, 이 결과는 Fig. 6의 r_m 값의 변화와 잘 대응하였다.

Fig. 10은 0.034%C 강인 C2 강을 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리한 시편의 미세조직을 나타낸 것이다. Andrews 식[14]에 따르면 C2 강에서 820°C는 2 상 영역이고 880°C는 오스테나이트 단상영역에 해당한다. 820°C 가열재의 경우 열 사이클 1에 따라 열처리된 시편의 미세조직에 존재하는 마르텐사이트 양은 12.5%로서 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편에 존재하는 마르텐사이트 양, 7.1%에 비해 5.4% 정도 많았으나 그 차이가 크지는 않았다. 이 결과는 C1 강과 동일하게 열 사이클 1 냉각과 정에서 오스테나이트 대부분이 페라이트로 변태되었음을 의미한다.

반면 880°C 가열 후 열 사이클 1에 따라 열처리된 C2 강은 C1 강과 유사한 조직 형태를 나타내었으나, 마르텐사이트의 양은 훨씬 많았다. 이것은 880°C 가열 후 C2 강에 존재하는 오스테나이트 양이 C1 강보다 많았기 때문이다. 마르텐사이트 양의

Fig. 11. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C2 steel annealed at 820°C.

Fig. 12. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C2 steel annealed at 880°C.

차이를 제외하고 관찰된 조직 특성은 동일한 열사이클을 거친 C1강과 거의 동일한 양상을 나타내었으며, 820°C 열처리재와는 완전히 다른 양상을 나타내었다.

Fig. 11과 12는 0.034%C 강을 820°C와 880°C에서 각각 가열한 후 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리한 시편의 결정립 방위분포와 역극점도를 나타낸 것이다. 820°C의 경우 열 사이클 1에서 마

Fig. 13. Optical micrographs showing the effect of the annealing temperature and heat cycle on the microstructure of C3 steel.

르텐사이트로 판단되는 작은 점들이 많이 포함되어 있는 것을 제외하고 열 사이클에 따른 결정방위의 차이는 크지 않았으며, 0.021%C 강인 C1 강과 유사한 결정방위 분포를 나타내었다. 반면 880°C 가열 후 열 사이클 1에 따라 열처리된 시편의 결정방위 분포를 보면 다양한 색깔의 미세한 점들이 결정립계와 결정립내 관계없이 조직내에 다량으로 골고루 분포되어 있다. 이 때문에 페라이트의 결정립계가 선명하지 않으며 거의 Random한 결정방위 분포를 나타내었다. C2 강에서 마르텐사이트의 양이 많은 것을 제외하면 전체적인 양상은 C1 강과 거의 동일하였다. 반면에 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정방위 분포는 Random한 방위분포를 나타내는 열 사이클 1에 비해 상대적으로 {111} 방위가 발달해 있음을 알 수 있으며, 이 현상 역시 C1강과 동일한 결과이다. 이 경우 마르텐사이트는 대부분 조대한 페라이트 결정립계를 따라 존재하였다. 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편의 결정방위분포를 비교해 보면 820°C 열처리재가 880°C 열처리재에 비해 {111} 집합조직이 잘 발달되었다. 이 결과는 Fig. 6의 r_m 값의 변화와 잘 대응하였다.

Fig. 13은 0.048%C 강인 C3 강을 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리한 시편의 미세조직을 나타낸 것이다. Andrews 식[14]에 따르면 C3 강에서 820°C는 2 상 영역이고 880°C는 오스테나이트 단상영역에 해당한다. 820°C 가열재의 경우 열 사이

Fig. 14. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C3 steel annealed at 820°C.

클 1에 따라 열처리된 시편의 미세조직에 존재하는 마르텐사이트 양은 22.8%로서 열 사이클 2에 따라 열처리된 시편에 존재하는 마르텐사이트 양, 10.9%에 비해 12% 정도 많았다. 이것은 C3 강의 탄소량이 C1 강이나 C2 강에 비해 높기 때문에 820°C 가열 직후 존재하는 오스테나이트의 양이 많아 잔존하는 마르텐사이트의 양도 증가한 것으로 판단된다.

반면 880°C 가열 후 열 사이클 1에 따라 열처리된 C3 강은 C2 강과 유사한 조직 형태를 나타내었으나, 마르텐사이트의 양은 훨씬 많았다. 이것은 880°C 가열 후 냉각되는 동안 변태 페라이트의 형성이 C1 강이나 C2 강에 비해 훨씬 적었음을 의미한다. 마르텐사이트 양의 차이를 제외하고 관찰된 조직 특성은 동일한 열처리 사이클을 거친 C2강과 거의 동일한 양상을 나타내었으며, 820°C 열처리재와는 완전히 다른 양상을 나타내었다.

Fig. 14와 15는 0.048%C 강을 820°C와 880°C에서 각각 가열한 후 열 사이클 1과 열 사이클 2에 따라 열처리한 시편의 결정립 방위분포와 역극점도를 나타낸 것이다. 820°C와 880°C 가열재 모두 열 사이클에 따른 결정방위의 차이는 관찰되지 않았다. 마르텐사이트의 양이 10% 이상으로 많은 것은 가열 직후 형성된 오스테나이트가 냉각되는 동안 페라이트로 변태되는 변태 페라이트의 양이 상대적으로 적은 것을 의미하므로 변태 페라이트의 Epitaxial 성장효

Fig. 15. Change in the crystallographic orientation map and inverse pole figure with the heat cycle in C3 steel annealed at 880°C.

과가 상대적으로 작은 것에 기인된 것으로 판단된다.

이상의 결과로부터 0.021% C강을 820°C 근처에서 어닐링할 때 가장 높은 r_m 값이 얻어진 것은 열처리 후 조직내에 존재하는 마르텐사이트의 양이 복합조직강의 특성을 나타내는 최소양인 5% 수준으로 낮게 제어되어 {111} 집합조직의 발달이 상대적으로 약하게 억제되었고, {111} 방위의 잔류 페라이트가 냉각되는 동안 변태 페라이트로 Epitaxial 성장을 통해 {111} 집합조직을 발달시켰기 때문에 판단된다. 열 사이클 2로 열처리한 0.034% C 강이나 0.048% C 강은 Heat Cycle 1 열처리재에 비해 {111} 면의 집적도가 뚜렷하게 높아지지 않았고 0.021% C강에 비해 r_m 값이 다소 낮아지는 것은 {111} 방위의 잔류 페라이트가 냉각되는 동안 Epitaxial 성장을 통해 {111} 집합조직을 발달시키지만 마르텐사이트의 양이 증가하기 때문에 그 효과가 적고, 마르텐사이트 양이 증가한 효과가 복합적으로 작용하였기 때문에 판단된다. 그러나 냉각되는 동안 {111} 방위의 잔류 페라이트가 다른 방위에 비해 우선적으로 Epitaxial 성장을 하는지에 대해서는 좀더 깊은 연구가 필요하다고 판단된다.

본 연구에서 선택한 탄소량과 어닐링 온도 중 가장 높은 r_m 값을 나타낸 것은 0.021% C강을 850°C에서 어닐링했을 경우로 r_m 값은 1.33이었다. Fig.

Fig. 16. Scanning electron micrograph of 0.021% C steel annealed at 850°C.

16에 0.021% C 강의 850°C 어닐링재에 대한 주사전자현미경조직을 나타내었다. 마르텐사이트의 양은 5.6%로서 복합조직강의 특성을 나타내는 임계 마르텐사이트 양인 5% 수준에 해당되며, 1µm 내외의 극히 미세한 마르텐사이트 입자(M으로 표시)가 조직내에 균일하게 분포되어 입자간 거리도 충분히 확보되어 있음을 알 수 있다. 탄소함량이 다소 높은 0.034% C 강과 0.048% C 강의 경우도 Mn, Cr, Mo 양의 감소를 통해 경화능을 낮추어 주면 어닐링 후 냉각 시 변태 페라이트 형성을 촉진시 키는 것에 의해 마르텐사이트 양을 더욱 감소시키고 이를 통해 있어 r_m 값의 증가가 가능할 것으로 판단된다.

이상의 결과로부터 임계 마르텐사이트 양보다 약간 많은 마르텐사이트 양과 미세한 크기의 마르텐사이트가 입자간 거리가 멀면서 균일하게 분포되는 Morphology는 복합조직강의 Deep Drawing성을 저해하지 않으면서 r_m 값을 최대로 향상시킬 수 있는 최적 미세조직으로 판단 된다.

4. 결 론

0.021%~0.048% C-1.6% Mn-0.3% Cr-0.2% Mo-0.001% B 강에서 탄소량이 미세조직과 집합조직에 미치는 영향을 연구하여 아래와 같은 결과를 얻었다.

1. 탄소함량이 낮을수록 {111} 집합조직이 발달하였으며, r_m 값도 증가하였다.
2. 복합조직강에서 마르텐사이트 양이 5% 정도이면서 미세하고 균일하게 분포되도록 조직을 제어할 때 최대 r_m 값을 얻었다.

3. 5% 정도의 마르텐사이트 양에서 높은 r_m 값을 나타내는 것은 {111} 방위의 잔류 페라이트가 냉각되는 동안 Epitaxial 성장을 통해 {111} 집합조직을 발달시켰기 때문이다.

4. 0.021% C강을 820~850°C에서 어닐링할 때 가장 높은 1.3 정도의 r_m 값을 나타내었다.

5. 0.034% C강과 0.048% C강의 합금성분 중 Mn, Cr, Mo양을 약간 감소시키면 냉각되는 동안 변태 페라이트 형성을 촉진시켜 마르텐사이트 양을 감소시키고 r_m 값의 증가가 가능하다.

6. 3 종류의 강을 CGL 열처리 사이클에 따라 열처리할 때 가열온도를 760°C~880°C 범위로 변화시켜도 마르텐사이트의 양 변화는 2.0%~4.0%로 적었다.

감사의 글

이 논문은 2012년도 대구가톨릭대학교 교내연구비 지원으로 수행되었습니다.

References

1. Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, New York, NY. (1979).
2. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and J. W. Morris, eds., TMS-AIME, New York, NY. (1979).
3. Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and B. L. Bramfitt, eds., TMS-AIME, New York, NY. (1981).
4. W. C. Jeong : Ph.D Thesis, KAIST, Seoul, Rep. of Korea (1985).
5. B. C. DeCooman, J. G. Speer, I. Y. Pyshmintsev and N. Yoshinaga : 'Materials Design - the Key to Modern Steel products', GRIPS media GMBH, (2008) 381.
6. J. M. Rigsbee and P. J. Vanderarend : Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, New York, NY. (1979) 58.
7. P. Messien, J. C. Herman and T. Greday : Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and B. L. Bramfitt, eds., TMS-AIME, New York, NY. (1981) 161.
8. B. Mintz : Inter. Mater. Reviews, **46** (2001) 169.
9. H. Hu : Metall. Trans. A, **13A** (1982) 1257.
10. S. H. Han, Y. S. Ahn, K. G. Chin and I. B. Kim : J. Kor. Inst. Met. & Metals, **46** (2008) 683.
11. Y. S. Song, D. W. Kim, H. S. Yang, S. H. Han, K. G. Chin and S. H. Choi : J. Kor. Inst. Met. & Metals, **47** (2009) 274.
12. Woo Chang Jeong : J. of the Korean Society for Heat Treatment, **24** (2011) 251.
13. Atlas for Bainitic Microstructures, ISIJ, 1992.
14. K. W. Andrews : JISI, **203** (1965) 721.
15. W. C. Jeong and C. H. Kim : Scripta Metall., **19** (1985) 37.