고강도-신장플랜지성 열연강의 미세조직 및 기계적 성질

천은준 · 이주승 · 도형협* · 김성주* · 박용호 · 강남현[†]

부산대학교 재료공학과, *현대제철 기술연구소

Microstructure and Mechanical Properties of High Strength and Stretch-Flangeability Hot-Rolled Steels

Eun Joon Chun, Ju Seung Lee, Hyeong Hyeop Do*,
Seong Ju Kim*, Yong Ho Park and Namhyun Kang[†]

Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

*Technical Research Center, Hyundai Steel Company, Chungnam 343-711, Korea

(2011년 10월 26일 접수 : 2011년 11월 18일 최종수정 : 2011년 11월 18일 채택)

Abstract Research into the development of high strength (1 GPa) and superior formability, such as total elongation (10%), and stretch-flangeability (50%) in hot-rolled steel was conducted with a thermomechanically controlled hot-rolling process. To improve the overall mechanical properties simultaneously, low-carbon steel using precipitation hardening of Ti-Nb-V multi-microalloying elements was employed. And, ideal microstructural characteristics for the realization of balanced mechanical properties were determined using SEM, EBSD, and TEM analyses. The developed steel, 0.06C-2.0Mn-0.5Cr-0.2(Ti + Nb + V), consisted of ferrite as the matrix phase and second phase of granular bainite with fine carbides (20-50 nm) in both phases. The significant factor of the microstructural characteristics that affect stretch-flangeability was found to be the microstructural homogeneity. The microstructural homogeneity, manifest in such characteristics as low localization of plastic strain and internally stored energy, was identified by grain average misorientation method, analyzed by electron backscattered diffraction (EBSD) and hardness deviation between the phases. In summary, a hot-rolled steel having a composition 0.06C-2.0Mn-0.5Cr-0.2(Ti + Nb + V) demonstrated a tensile strength of 998 MPa, a total elongation of 19%, and a hole expansion ratio of 65%. The most important factors to satisfy the mechanical property were the presence of fine carbides and the microstructural homogeneity, which provided low hardness deviation between the phases.

Key words hot rolling, tensile properties, hardness, EBSD, stretch-flangeability.

1. 서 론

자동차 강판 중 프레임, 서스펜션, 샤시 등의 차체 부에는 냉연재가 사용되는 외판부와 달리 열연강판의 사용이 꾸준히 증가하고 있으며, 요구되는 특성들은 강도뿐 아니라 우수한 피로특성, 내부식성 등의 다양한 특성들이 요구되고 있다.¹⁾ 더불어 경량화가 지속됨에 따라 열연강판의 고강도화도 지속적으로 추진되고 있는 추세이므로, 향후 인장강도 1GPa급 이상의 초고강도 열연강판의 개발에 대한 기대는 아주 크다고 할 수 있다. 또한 장출 성형, 신장 플랜지 성형, 드로잉 및 굽힘 성형으로 구분되는 자동차 부품의 성형 모드를 만족하기 위해서는 강도뿐 아니라 적절한 성형성의 확보도 중요하다.^{2,3)}

하지만 고강도화가 진행될수록 성형성은 저하 되는 경향을 나타내므로 열연 공정의 개선 및 합금조성의 조절을 통하여 보완이 필요하다. 특히, 자동차 강판에 사용되는 여러 성형 모드 중 균일 연신을 초과하는 큰 변형을 받을 경우 견딜 수 있는 극한 변형능으로 정의되는 신장플랜지성은 인장강도와 연신을 만큼 중요한 기계적 특성이다. 그리고 인장시험에서의 넥킹(necking) 이후의 변형조직 및 파괴거동과는 차이가 있기 때문에, 이에 미치는 야금학적 영향에 대한 연구가 필요하다.⁴⁻⁶⁾

신장플랜지성(hole expanding ratio, HER)에 관한 연구는 이미 많은 문헌에서 보고되고 있으며,¹⁻¹⁰⁾ 기계적 특성보다는 미세조직에 더욱 의존하는 것으로 보고되고 있다.³⁻⁶⁾ 예를 들어 980MPa급 냉연강판에서 우수한 신장플랜지성을 달성하기 위해서는 마르텐사이트와 페라이트가 균일하게 분포된 2상 조직강의 경우보다 마르텐사이트 단상의 경우가 유리하고, 이상 조직 강 중에서는 마

[†]Corresponding author

E-Mail : nhkang@pusan.ac.kr (N. Kang)

르텐사이트의 분율이 증가하여 상간의 경도차가 줄어들었을 때에 우수한 신장플랜지성을 나타내었다. 하지만 상간의 경도차가 유일한 요인은 아니며 우수한 신장플랜지성을 갖는 최적의 상간 부피 분율이 존재한다고 보고하였다.³⁾ 이처럼 페라이트와 마르텐사이트의 이상 조직강은 기존의 HSLA강에 비하여 우수한 기계적 특성을 지님에도 불구하고, 열영향부의 연화 현상, 낮은 신장플랜지성, 파괴인성 및 피로한계의 문제도 지니고 있어 복잡한 성형성이 요구되는 부분에는 적용되지 못하는 실정이다.¹¹⁾ 마르텐사이트 대신 베이나이트가 제 2상 역할을 할 때에는 베이나이트 자체가 가지는 우수한 신장플랜지성과 파괴인성, 그리고 연질상인 페라이트 상의 조합으로 강도 및 성형성까지 충족시켜 다양한 차체 부분에 적용이 가능하다고 보고되고 있다.¹¹⁻¹⁴⁾ 그러나 대부분의 연구는 580~780MPa급의 열연강판 및 980MPa급 냉연강판에서 주로 수행되었고, 1GPa급 이상의 열연강판 신장플랜지성에 미치는 미세조직학적 연구는 미미한 실정이다.

본 연구에서는 통상적인 780MPa급의 열연강판보다 뛰어난 1GPa급 인장강도 그리고 성형성 (10% 이상의 연신율, 50% 이상의 HER)을 가지는 자동차 샤시 및 프레임용 열연강판을 개발하기 위해 열연강판에서 신장플랜지성에 영향을 미치는 미세조직 및 기계적 특성의 영향을 알아보고자 하였고, 독자적으로 설계된 3가지의 강종을 사용하여 실험실 스케일의 압연모사시험을 실시하였다.

2. 실험 방법

사용된 강의 대표적인 화학성분은 Table 1에 나타내었고, 진공유도용해로를 이용하여 잉곳을 제조하였다. 특히 Ti, Nb, V의 함은 0.2wt%으로 하였고 3강종 모두 동일한 비율로 용해 하였다. 용해된 잉곳은 열간 압연을 위해 1250°C에서 2시간 동안 재 가열 하여 균질화 시킨 후 실험실 스케일의 압연모사시험을 통해 3.5 mm 두께로 열간 압연 하였다. Fig. 1은 대략적인 열간 압연 공정을 나타낸다. 인장특성과 신장플랜지성의 연관성을 알아보기 위해서 인장시험 및 구멍확장시험을 수행하였다. 특히 구멍확장시험은 ERICHSEN 사의 Universal Sheet Metal Testing Machine (model 145-60)을 이용하였다. 이를 위한 시편은 ISO/TS 16630 (Metallic materials-Method of hole expanding)에 입각하여 압연코일에서 일정 길이만큼 전폭방향에 대해 채취하여 실시하였으며 시험편의 구멍가공은 펀치가공을 사용하였다. 미세조직관찰은 주사전자현미경(SEM model: HITACHI S-4800), EDAX-TSL Hikari EBSD (electron back scattered diffraction)가 장착된 주사전자현미경(SEM model: Tescan Mira II) 그리

Table 1. Nominal chemical composition of steels.

Steel	Chemical composition (wt.%)
A	0.06C-2.0Mn-0.5Cr-0.2 (Ti + Nb + V)
B	0.08C-2.0Mn-0.5Mo-0.2 (Ti + Nb + V)
C	0.15C-2.0Mn-0.5Cr-0.2 (Ti + Nb + V)

Fig. 1. Schematic diagram of laboratory hot rolling.

고 투과전자현미경(TEM model: JEOL JEM-2010)을 사용하였다. 특히 투과전자현미경은 탄화물의 거동을 분석하기 위하여 레플리카 법을 이용해 샘플을 채취 후 가속전압 200kV에서 관찰하였으며, EDS (energy dispersive spectrometer)를 통해 탄화물의 성분을 분석하였다. 또한 상간의 기계적 특성을 알아보기 위하여 마이크로 비커스 경도기(Mitutoyo HM-100)로 하중 50 mN, 각 50회의 경도를 측정하여 전체적인 경도분포 및 상간 경도편차를 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직조합에 따른 신장플랜지성

본 절에서는 개발된 열연강판 중 미세조직을 크게 3가지(HER 65%: 페라이트 + 베이나이트, HER 25%: 베이나이트 + 마르텐사이트, HER 18%: 마르텐사이트 단상)로 구분하였으며, 그에 따른 탄화물의 종류와 크기를 분석하였다.

3.1.1 페라이트와 입상 베이나이트의 복합 미세조직(A-650°C 권취)

A의 합금조성으로 650°C에서 권취를 수행한 강종은 전 단냉각 이후 서냉으로 폴리곤알 및 불규칙한 형상의 페라이트 기지와 제 2상의 입상 베이나이트를 생성하였다. 이는 나머지 B, C의 합금 조성으로는 동일한 권취 온도에서 나타나지 않았던 미세조직 조합으로서 향후 기계

Fig. 2. SEM microstructures of steel A with several magnifications; (a) and (b), (c) TEM microstructure and (d) EDS analysis of precipitate.

Fig. 3. SEM microstructures of steel B with several magnifications; (a) and (b), (c) TEM microstructure and (d) EDS analysis of precipitate.

적 특성 부분에서 나머지 강종과 뚜렷한 차이를 나타낼 것으로 예상된다. Fig. 2는 미세조직 결과를 나타낸다. 페라이트 기지 내에는 Fig. 2(b)와 같이 매우 미세한 탄화물들이 균일하게 분포하고 있는 것으로 확인되었으며, 이들의 정확한 크기와 성분을 알아보기로 하여 TEM 미세조직을 분석하였다(Fig. 2(c)). SEM 미세조직에서 페라이트 입

내에 분포하는 탄화물들은 20-50 nm 크기의 구형 탄화물로 보이고, TEM 조직상에서도 입내에 균일하게 분포함을 확인하였다. 그리고 탄화물의 성분은 Fig. 2(d)와 같이 Ti, Nb, V, Cr의 복합탄화물로 판단된다. 본 탄화물은 재가열시에 고용되지 않은 조대한 탄화물과는 달리 압연후 권취시에 새롭게 핵 생성된 탄화물로 판단된다. 따

라서 본 강종의 최종 미세조직은 수십 nm 크기의 탄화물이 균일하게 분포된 페라이트와 입상 베이나이트임을 확인하였다.

3.1.2 베이나이트와 마르텐사이트의 복합 미세조직(B-500°C 권취)

B의 합금조성으로 500°C에서 권취를 수행하였으며, Fig. 3(a)의 SEM 미세조직에서 래스 형태의 베이나이트와 마르텐사이트의 이상 조직으로 구성된 것을 알 수 있다. 탄화물의 종류 및 분율을 조사하기 위하여 Fig. 3(a)의 베이나이트 영역을 고 배율에서 관찰한 결과 Fig. 3(b)와 같이 평균 100-200 nm 크기의 탄화물이 혼재하였다. TEM 분석 결과도 동일한 결과를 나타내었다(Fig. 3(c)). Fig. 3(d)는 탄화물에 대한 EDS 분석을 수행한 결과이며, 150~200 nm 크기의 탄화물은 (Ti,Nb)C로 판단되며 이는 3.1.1 절의 탄화물 결과와 달리 열간압연 이전 재가열시 고용되지 않은 조대한 탄화물로 판단된다. 결론적으로 베이나이트와 마르텐사이트의 이상 조직은 500°C의 비교적 낮은 온도에서 수행된 권취로 인하여, A-650°C의 경우처럼 균일하게 분포된 다량의 미세 탄화물은 보여지지 않았다.

3.1.3 마르텐사이트 미세조직(C-400°C 권취)

C 합금을 400°C에서 권취하여 마르텐사이트 단상의 강을 확보하였고, Fig. 4(a)의 SEM 미세조직에서 모든 부분이 마르텐사이트상으로 구성되어 있음을 확인할 수 있

었다. 400°C 권취로 인해 마르텐사이트상에 템퍼링이 되었으며, 그 결과 Fig. 4(b)와 같이 조대한 형태인 탄화물을 확인 할 수 있었고, 그 분율은 A-650°C, B-500°C에 비하여 매우 크게 증가한 것을 쉽게 확인할 수 있다. 탄화물의 정확한 형상 및 성분을 확인하기 위하여 TEM 분석을 실시하였고, 그 결과는 Fig. 4(c)와 같다. C-400°C는 A-650°C와 같이 미세한 구형 탄화물은 보이지 않았다. 그리고 Fig. 4(c)의 SEM 미세조직에서 확인된 연신된 탄화물들의 성분은 Fig. 4(d)에 나타냈듯이 Fe, Mn, Cr의 복합탄화물로 판단된다.

3.2 기계적 특성간의 연관성

본 절에서는 9가지의 모든 강종에서 인장 및 경도 결과와 신장플랜지성과의 연관성을 분석하여 미세조직과의 상관관계를 3.1절의 결과와 함께 분석하였고, 이를 토대로 하여 설계된 3가지의 합금 성분 중에서 어떠한 강종이 목표한 기계적 특성의 달성에 가장 이상적인지 고찰하였다.

3.2.1 인장특성 및 신장플랜지성

Fig. 5(a)는 3가지 강종을 각각 400°C, 500°C, 650°C에서 권취한 경우의 인장강도, 연신율과 신장플랜지성의 연관성을 나타낸 결과이다. 일반적으로 인장강도는 감소하고 연신율은 증가할수록 구멍확장율(HER)은 증가하는 경향을 보였다. 인장 특성 중에서 인장강도와 총 연신율이 구멍확장율과 가장 큰 연관성이 있음은 선행 연구의

Fig. 4. SEM microstructures of steel C with several magnifications; (a) and (b), (c) TEM microstructure and (d) EDS analysis of precipitate.

Fig. 5. (a) Correlation between tensile results and hole expansion results and (b) relationship of coiling temperature and MPa% value.

결과와 일치하였다.⁹⁾

Fig. 5(a)에 나타난 모든 데이터 중에서 3.1절에서 기술한 대표적인 미세조직에 해당하는 기계적 특성은 Table 2와 같다. 페라이트상을 기지로 한 A-650°C가 998MPa의 인장강도, 19%의 총 연신율 그리고 65% 이상의 구멍확장율을 확보하였다. 즉, 페라이트 기지에 입상 베이나이트상의 구성 조합이 1GPa급의 고강도 열연강판에서도 우수한 신장플랜지성을 달성하는데 가장 이상적인 미세조직 조합으로 판단된다. 그리고 미세한 탄화물의 균일한 분포는 전위의 이동을 방해하고, 이는 탄화물의 크기가 작아질수록 효과적이라고 알려져 있다.¹⁾ 따라서 Fig. 2(b), 2(c)와 같이 페라이트 기지 내에 생긴 나노 크기의 탄화물이 우수한 기계적 특성 조합을 만들어 내는데 큰 역할을 한 것으로 사료되며, A-650°C 강종의 탄화물 미세화는 페라이트 - 입상 베이나이트 이상조직 구성과 함께 열연 강판의 신장플랜지성에 중요한 영향을 미치는 것으로 판단된다.

반면 베이나이트와 마르텐사이트의 조합인 B-500°C 강종의 경우 1046MPa의 인장강도, 13%의 총 연신율에서는 우수한 값을 보이지만, 구멍확장율은 50%에 매우 못 미치는 결과를 나타내었다. 베이나이트와 마르텐사이트 조합의 미세조직은 1GPa급의 인장강도를 달성하기에는 충분하지만 신장플랜지성에는 불리한 미세조직 조합으로 판단되었다.

단상으로 구성된 C-400°C의 경우 여러 연구에서 페라이트, 마르텐사이트 이상 조직 강에 비하여 마르텐사이트 단상으로 구성된 경우가 구멍확장율의 측면에서 더욱

효과적이라 보고되었지만,³⁾ 베이나이트와 마르텐사이트의 복합 조직에 비해서도 구멍확장율이 취약한 결과를 나타내었다. 따라서 같은 마르텐사이트 단상이라 할지라도 차이가 존재하는 것으로 판단되며, 그 차이는 0.15wt.%의 비교적 높은 탄소 함량과 함께 400°C에서 권취를 실시함에 따라 발생한 조대한 탄화물의 영향이 크게 작용하였기 때문이라 판단된다.⁴⁾

열연강판에서 각 상의 기계적 특성을 극대화 할 수 있는 최적의 권취 온도 설정은 기계적 특성을 달성하는데 매우 중요한 역할을 한다. 이는 인장강도와 신장플랜지성의 조합(MPa%)과 권취 온도에 따른 결과인 Fig. 5(b)에서도 확인 할 수 있다. 동일한 합금조성에서 권취 온도가 400°C에서 500°C로 증가할 때는 인장특성과 구멍확장율의 조합이 감소하였으나, 500°C에서 650°C로 증가할 때에는 그 값이 증가하였다. 따라서 인장강도와 신장플랜지성의 조합으로 보았을 때, 500°C의 권취 온도가 본 연구에 사용된 강재에 가장 취약한 권취 온도로 나타났고 650°C가 가장 효과적인 권취 온도임을 확인 할 수 있었다. 특히 A-650°C의 경우는 $HER(\%) \times TS(MPa)$ 값이 65000MPa%를 나타냄으로써 본 연구에서 사용된 강종 중 가장 우수한 기계적 특성 조합을 나타내었다. 이는 앞서 설명했듯이 권취 이후 서냉 중에서도 페라이트와 입상 베이나이트의 이상조직을 형성하는 경화능의 확보와 미세 탄화물이 존재하는 페라이트 기지상을 가지는 미세조직의 조합에 기인하는 것으로 판단된다.

3.2.2 경도특성 및 신장플랜지성

Fig. 6(a)는 각각의 강종에 마이크로 비커스 경도시험을 수행한 결과이며 단순한 경도값의 표준 편차가 아닌 인접 상간의 편차를 50회의 경도결과에서 평균한 값이다. 신장플랜지성은 인장 특성 이외에 구성 상간의 경도 차이에 밀접한 관련성이 있다고 보고되고 있다.¹⁻¹⁰⁾ 본 연구에서 상간 경도 차이는 모든 강종에서 발생하였고, 전반적으로 동일한 합금조성에서는 구성 상간의 경도차가 감

Table 2. Tensile property and hole expansion ratio for the representative steels and coiling temperature.

Steel	UTS (MPa)	Total EL (%)	HER (%)
A-650°C	998	19	65
B-500°C	1046	13	25
C-400°C	1185	10	19

Fig. 6. Analysis of hardness deviation; (a) the effect of hardness deviation on hole expanding ratio and (b) the effect of coiling temperature on hardness deviation.

소할수록 구멍확장율이 상승하는 경향을 보인다. 그러나 경향을 벗어나는 경우도 발생하므로, 3가지 합금조성을 총괄하여 볼 때 모든 데이터가 경도편차와 일정한 관계에 놓이는 것은 아닌 것으로 판단된다. 즉, 열연강판의 경우 상간 경도차가 신장플랜지성에 미치는 단일 요인은 아닌 것으로 생각된다.

동일한 합금조성에서 권취 온도에 따른 경도 편차 변화와의 연관성은 Fig. 6(b)와 같다. 500°C의 권취 온도에서 경도편차가 상승하는 경향이 있으므로 500°C는 본 연구에서 다루어진 강종에 대하여 가장 취약한 권취 온도임을 재 확인할 수 있었다. 그리고 A-650°C 경우는 경도 편차가 가장 낮았으며, 이는 Fig. 2(b-c)에 나타난 나노 탄화물에 의하여 상당량의 석출 경화가 발생되었기 때문으로 사료된다. 즉 석출강화가 발생된 페라이트로 인한 상간경도차 감소로 상의 균질성 향상과 함께 우수한 기계적 특성 조합을 나타낸 것으로 판단된다. 그리고 Steel C의 경우는 나머지 두 강종과는 확연히 상이한 거동을 나타냄으로 미루어보아 앞서 기술 하였던 상간의 경도 특성이 단일 요인은 아닌 것으로 재차 판단된다.

3.3 EBSD 분석(grain average misorientation)

미세조직학적 요인이 신장플랜지성에 미치는 영향을 자세히 분석하기 위해 3.1절에서 사용된 강종을 대상으로 EBSD 분석을 수행하였다. 결과 데이터는 평균적으로 0.7 이상의 신뢰도지수(CI)를 나타냈고, 측정데이터의 분석은 TSL OIM 5.3 소프트웨어를 사용하여 grain dilation 방법으로 1차 정화시켜 부정확한 측정결과를 수정한 후 최종 분석하였다.

본 연구에서의 열간 압연은 모두 880°C의 압연종료온도에서 수행되었다. 즉 미 재결정온도(T_{nr} : Non-recrystallization temperature)에서 수행되었기 때문에, 압연 소성변형에 의해서 격자내부에 소성 변형률의 구배가 발생하고, 격자의 연속성을 유지하고자 전위(geometrically necessary

dislocations: GNDs)의 밀도가 증가한다.¹⁵⁾ 그리고 전위의 생성에 의해 격자들 사이에서 회전각의 차이가 발생하게 될 뿐 아니라, 축적에너지도 증가하게 된다. 이러한 재료 내부의 요인은 입내 회전각(intra-grain misorientation angle)을 측정하는 방법 중 하나인 Grain Average Misorientation (GAM)을 통해 분석이 가능하다. 특히, GAM은 결정립 내부에서 이웃하는 픽셀들 사이의 방위 차를 평균하는 방법으로 다음과 같은 식에 의해 설명될 수 있다.¹⁶⁾

$$GAM = \frac{\sum_i^n \theta_i^{mis}}{n} \quad (1)$$

$$\theta^{mis} = \min \left[\arccos \left(\frac{\text{trace}((P_i \cdot P_j^{-1}) \cdot S) - 1}{2} \right) \right] \quad (2)$$

P_i 와 P_j 는 각각 두 개의 인접한 방위이고, S 는 적절한 결정 계에 속하는 대칭요소를 나타낸다.¹⁹⁾ 이를 통해 분석한 EBSD 결과는 Fig. 7(a)에 나타내었다. 신장플랜지성이 가장 우수한 A-650°C 강 경우 대부분의 결정립이 가지는 평균 방위 차의 분포가 1° 이하의 영역에 존재한다. 이에 비해 신장플랜지성이 가장 낮은 C-400°C 강 경우, 거의 대부분의 평균 방위 차의 분포가 1~2° 사이에 분포한다. 그리고 Fig. 7(b)에서와 같이 1°이하의 평균 방위 차를 갖는 결정립 비율은 신장플랜지성과 정확히 비례관계에 있음을 알 수 있다. 참고적으로 1°이하의 평균 방위 차가 신장플랜지성과 비례한다는 결과는 본 연구에 기술한 대표적 강종 3가지 이외 다른 권취 온도에서 수행된 강종에서도 같은 경향성을 볼 수 있었다. 따라서 1°이하의 평균 방위 차를 갖는 결정립 비율은 열연강판에서 신장플랜지성을 평가할 수 있는 유효한 미세조직학적 방법이라 판단된다.

결정립 간의 평균 방위 차 분포의 차이점은 열간압연 공정 중에서 권취 온도, 즉 구성상의 조합과 연관성이 있었다. A-650°C의 경우 미 재결정 영역에서의 압연 중에 발생된 전위와 증가된 축적에너지가 페라이트를 생성시

Fig. 7. Analysis of EBSD mapping; (a) variation of average angle distribution in the representative steels and (b) correlation between average angle fraction and hole expanding ratio (%).

키기 위해 650°C에서 권취가 수행되면서 많은 결함들이 회복되어 비교적 낮은 1° 이하의 결정립 평균 방위 차를 갖는다. 나머지 B-500°C와 C-400°C의 경우는 베이나이트와 마르텐사이트의 상 변태 시 격자변형이 더해진 상태에서 낮은 권취 온도로 인해 충분한 회복을 하지 못했기 때문에, 비교적 높은 1~2°사이의 평균 방위 차를 갖는 결정립의 분율이 많은 것으로 판단된다. Fig. 8은 평균 방위 차에서 1°와 2°를 임계 값으로 하여 결정립을 사상(mapping)한 결과이다. 신장플랜지성이 가장 높은 A-650°C의 경우 1° 이하의 파란색 영역이 가장 넓었으며, 신장플랜지성이 가장 낮은 C-400°C의 경우 1° 이하의 파란색 영역이 가장 좁았다. 즉, 평균 방위 차 1° 이하를 가지는 결정립의 부피 분율과 신장플랜지성은 정확히 비

례함을 검증 할 수 있었다.

4. 결 론

인장강도 1GPa급, 연신율 10% 이상, 신장플랜지성 50% 이상의 기계적 특성을 확보할 수 있는 열연장판의 미세 조직학적 특성은 다음과 같다.

1) 본 연구에서는 3가지 합금조성에서 권취 온도를 달리하여 얻어진 페라이트-입상 베이나이트, 베이나이트-마르텐사이트, 그리고 템퍼 마르텐사이트 3가지 미세조직 조합에 대하여 미세조직이 신장플랜지성에 미치는 영향을 고찰하였다.

2) Steel A의 합금이 650°C에서 권취되었을 때 얻어진 페라이트 - 입상 베이나이트 미세조직이 가장 우수한 인장특성 및 신장플랜지성을 나타내었다. 이는 페라이트 기지 내에 균일하게 다량 분포하는 미세 탄화물로 인한 석출경화 및 낮은 상간 경도 편차에 기인한다.

3) Steel B의 합금이 500°C에서 권취되었을 때 얻어진 베이나이트-마르텐사이트 미세조직은 Steel A-650°C에 비하여 미세 탄화물이 균일하게 존재하지 않으며, 두 상간의 경도편차가 높게 나타남으로써 우수한 인장특성에 비해 신장플랜지성은 50%의 HER값을 달성하지 못하였다.

4) Steel C의 합금이 400°C에서 권취되었을 때 얻어진 템퍼 마르텐사이트 미세조직은 인장강도와 연신율에서는 목표 달성하였으나, 템퍼링 시에 발생한 조대한 탄화물이 다량 존재하여 HER은 낮은 값을 나타내었다.

5) 신장플랜지성은 인장특성 중에서 인장강도와는 반비례 그리고 총연신율과는 비례관계를 보였다.

6) 신장플랜지성은 상간경도차와 대략적인 연관성은 있었으나 정확히 일정한 관계를 나타내지는 않았다.

7) EBSD 분석 결과 열연장판에서 권취 온도에 따라 압연 중 발생된 결함들이 회복되는 정도가 달라지기 때문에, 미세조직의 균질성(낮은 평균 결정립 방위차)이 신

Fig. 8. Microstructural characterization using average angle distribution (GAM) of (a) Steel C-400°C, (b) Steel B-500°C and (c) Steel A-650°C (Blue area: 0~1°, Green area: 1~2°, and Yellow area: above 2°).

장플랜지성에 미치는 영향은 매우 중요하였다.

8) 따라서, 인장강도 1GPa급, 연신율 10% 이상, 신장 플랜지성 50% 이상의 기계적 특성을 만족하는 열연강판의 미세조직학적 중요 인자는 미세 탄화물과 미세조직의 균질성을 동시에 확보하고 또한 낮은 상간 경도차를 갖는 것이다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부 전략기술개발사업의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. S. Kazuhiro, F. Yoshimasa and K. Shinjiro, JFE Technical Report, **10**, 19 (2007).
2. V. Uthaisangsuk, U. Prahl and W. Bleck, Comput. Mater. Sci., **45**(3), 617 (2009).
3. K. Hasegawa, K. Kawamura, T. Urabe and Y. Hosoya, ISIJ Int., **44**(3), 603 (2004).
4. Y. R. Cho, Ph. D Thesis (in Korean), p.4-13, Pusan National University, Busan (1999).
5. Y. R. Cho, J. H. Chung, H. H. Ku and I. B. Kim, Met. Mater. Int., **5**(6), 571 (1999).
6. Y. R. Cho, J. H. Chung, K. S. Seol and I. B. Kim, J. Kor. Inst. Met. Mater., **37**(12), 1494 (1999) (in Korean).
7. K. M. Lee, D. E. Lee, S. W. Kim, B. H. Yoon, H. J. Kang, N. H. Kang and K. M. Cho, Kor. J. Mater. Res., **21**(1), 50 (2011) (in Korean).
8. M. Saiji, H. Kohei and T. Yasushi, JFE Technical Report, **10**, 13 (2007).
9. S. Chatterjee and H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Tech., **23**(5), 606 (2007).
10. M. H. Cai, H. Ding, Y. K. Lee, Z. Y. Tang and J. S. Zhang, ISIJ Int., **51**(3), 476 (2011).
11. A. Barbacki, J. Mater. Process. Tech., **53**(1-2), 57 (1995).
12. M. Takahashi, Nippon Steel Tech. Rep., **88**, 2 (2003).
13. M. Takahashi, O. Kawano, T. Hayashida, R. Okamoto and H. Taniguchi, Nippon Steel Tech. Rep., **88**, 8 (2003).
14. A. Kumar, S. B. Singh and K. K. Ray, ISIJ Int., **48**(9), 1285 (2008).
15. J. H. Cho, K. H. Oh, A.D. Rollett, J. S. Cho, Y. J. Park and J. T. Moon, Metall. Mater. Trans., **37**(A), 3085 (2006).
16. J. Y. Kang, D. H. Kim, S. I. Baik, T. H. Ahn, Y. W. Kim, H. N. Han, K. H. Oh, H. C. Lee and S. H. Han, ISIJ Int., **51**(1), 130 (2011).