

고강도 열연강판의 기계적 성질과 석출거동에 미치는 권취온도와 합금원소의 영향

강성수 · 이오연[†] · 한상호* · 진광근* · 성백석**

전북대학교 신소재공학부, 신소재개발연구센터

*POSCO 기술연구소 자동차강재연구센터

**한국원자력연구소 하나로이용연구단

Effect of Coiling Temperature and Alloying Elements on the Mechanical Properties and Precipitation Behavior in High Strength Hot Rolled Steel Sheets

S. S. Kang, O. Y. Lee[†], S. H. Han*, K. G. Jin* and B. S. Seong**

School of Advanced Materials Engineering & RCAMD, Chonbuk National University, Chonju, Chonbuk, Korea

*Automotive Steels Research Center, POSCO Technical Research Laboratories Gwangyang, Jeonnam, Korea

**Korea Atomic Energy Research Institute, P.O. Box 105, Yusong, Daejeon, Korea

(2003년 8월 20일 받음, 2003년 10월 7일 최종수정본 받음)

Abstract The high strength low alloy(HSLA) steels microalloyed with Nb, Ti and V have been widely used as the automobile parts to decrease weight of vehicles. The effects of process conditions are investigated in the aspects of the precipitation behavior and the mechanical properties of HSLA steel microalloyed with Nb and Ti using TEM, SANS and mechanical testing. When Ti was added to a 0.07C-1.7Mn steel which was coiled at 500°C, the specimen revealed the property of higher tensile strength of 853.1 MPa and the stretch-flangeability of 60%. The stretch-flangeability was increased up to 97.8% for coiling temperature above 700°C. The precipitation hardening cannot be achieved in the 0.045C-1.65Mn steel which was the lower density of fine precipitates. However, the 0.07C-1.7Mn steels containing Nb and/or Ti which was coiled at 500°C have a high precipitates density of $2 \times 10^5/\mu\text{m}^3$. The high strength of these steels was attributed to the precipitation hardening caused by a large volume fraction of (Ti, Nb)C precipitates with a size below 5 nm in ferrite matrix.

Key words HSLA steel, Tensile properties, Stretch-flangeability, Precipitation density, Small Angle Neutron Scattering (SANS)

1. 서 론

최근 자동차용 고강도 강판은 승객의 안전성과 차체의 경량화를 목적으로 많은 연구가 진행되고 있다. 특히 환경 보호를 위한 탄소세 및 자동차 배기가스 규제법안이 적용되면서 자동차용 경량 엔진재료 개발 및 차체설계, 자동차 내외판 및 구조재의 고강도화 등을 통하여 경량화와 연비를 개선시키기 위한 노력이 다각적으로 이루어지고 있다. 최근의 동향을 보면 자동차의 휠과 서스펜션 암 등의 하부구조재는 주로 인장강도 440~580 MPa급 재질이 사용되고 있고, 자동차 경량화를 목적으로 인장강도 780 MPa급 열연강판의 개발이 가속화되고 있으나, 고강도 열연강판 적용시 고강도화에 따른 프레스 가공성(연신율과 신장플랜지성)의 문제¹⁾가 다르기 때문에 이러한 문제 해결이 매우 중요한 과제로 대두되고 있다. 기존의 인장강도 580 MPa급 석출경화형 고강도강의 경우

페라이트 또는 페라이트-펄라이트 기지에 조대한 탄화물(수백 nm 크기)이 석출되어 있어 연신율은 비교적 우수하나 신장플랜지성이 낮아 프레스 가공성이 열악하였다. 이와 관련하여 최근 일본의 NKK사는 고강도 열연강판에서 석출되는 석출물들의 크기를 10 nm 크기 이하로 제어하여 580 MPa급과 동등수준의 프레스 가공성을 확보한 780 MPa급 Nano-Hiten 열연강판을 개발하였다고 발표하였으며,²⁾ 확산속도가 낮은 Mo, Cr을 소량 첨가하여 TiC, Nb(C,N) 등의 석출물을 미세하게 제어하고, 전위밀도가 낮고 연성이 풍부한 95%이상의 페라이트 단상의 기지에 석출물을 10 nm 이하로 미세하게 석출시키면, 고강도와 우수한 연신 및 신장 플랜지성을 동시에 만족할 수 있다고 하였다.³⁾

따라서 본 연구는 10 nm 크기 이하의 초미세 석출물을 이용한 780 MPa급 열연강판 개발을 위한 기초적 연구로서 Ti, Nb 등의 미량첨가원소를 첨가한 microalloying steel의 합금성분제어와 여러 열연공정인자중 특히 런아웃 테이블(run out table)상에서의 권취온도에 따

[†]E-Mail : oylee@moak.chonbuk.ac.kr

른 기계적 성질과 석출물의 거동에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 시편은 50 kg 용량의 고주파유도로 (VIM)에서 진공용해 하였으며, Table 1은 각 시편의 화학적 조성과 마무리 온도(FT)를 나타낸 것이다.

용해·주조한 60 T×160 W×250 L(mm) 크기의 잉곳을 1200°C로 가열한 후 조압연하여 두께 30 mm 슬래브를 제조하였으며, 이렇게 제조된 슬래브는 1200°C로 재가열하여 1시간 유지한 후 5회 압연하여 두께 3.0 mm 까지 열간압연 하였다. 이때 마무리온도는 A 및 B 시편의 경우 850°C였으며, C 시편은 890°C로 제어하였다. 또한 열간압연직후 런아웃 테이블에서 시편의 냉각속도는 일반적인 열연강관의 냉각속도에 해당하는 50~80°C/s의 냉각속도로 권취온도(400~700°C)까지 냉각하였고, 권취공정은 각각의 권취온도에서 1시간 유지한 후 노냉하여 권취공정을 재현하였다.

미세조직은 압연방향에 수직인 면을 기계연마한 후 3% 나이탈 용액으로 부식하여 광학현미경으로 관찰하였으며, 열연강관에 석출된 미세 석출물을 관찰하기 위하여 추출 레프리카법을 이용하여 시편을 제작한 후 투과전자현미경(TEM, 120 kV, Philips CM 120)으로 관찰하였다.

미세 석출물의 크기분포와 부피분을 측정은 한국원자력연구소의 하나로에 설치된 중성자소각산란장치(SANS)를 이용하였다.⁴⁾ 중성자 검출기는 분해능 5×5 mm, 검출면적 65×65 cm인 He-3 gas 검출기를 사용하였으며, 측정 Q영역은 0.01~0.1 Å⁻¹ ($Q = 4\pi\sin(\theta)/\lambda$, $2\theta =$ scattering angle, $\lambda =$ wavelength)으로 관찰하고자 하는 주된 석출물의 크기 영역은 약 6~60 nm이었다. 아울러 시편 주변의 배경 산란 보정을 위하여 Cd 마스크 및 시료 홀(empty hole)을 측정하였으며, 다공성 SiO₂ 표준 시료의 SANS를 측정하여 시편의 절대산란 강도를 보정하였다. 이와 같이 계산된 시편의 절대산란 강도로부터 석출물 크기를 여러 개의 정규로그 분포로 표현할 수 있다고 가정하고, 모델링하여 석출물의 단위 부피당 개수 및 부피분율을 계산하였다. 본 시편들의 해석에서 주된 석출물의 조성은 (Ti,Nb)C로 가정하여 철 기지와 (Ti,Nb)C 석출물간의 산란대비는 $(\Delta\rho)_{TC} = 6.249 \times 10^{-6} \text{ cm}^{-2}$ 로 하였고, 해석은 SASFIT 프로그램을 이용하여 Q=0.01~0.1 영역에서 모델링¹⁹⁾하였다.

인장시험은 시편규격을 JIS 5호로 가공한 다음 10 mm/min의 속도로 실험을 하여 인장 및 항복강도, 균일 연

신율, 총 연신율을 구하였다.

또한 제조된 열연강관을 120×120×3 mm 크기로 절단한 다음 시편 중앙에 직경 10 mm의 구멍을 내고 만능드로잉 시험기를 이용하여 구멍확장율(Hole Expanding Ratio, HER) 시험을 하였다. 이때 사용된 구멍확장용 펀치는 STD11 재질의 60° 원추형 펀치이며, 펀치의 지름은 직경 40 mm를 사용하였다. 확장되는 구멍 단부에 균열이 발생하여 시편의 두께를 관통하는 즉시 펀치의 상승을 정지시키고, 압연방향에 대하여 각각 0°, 45°, 90° 방향으로 직경을 측정하여 산술 평균값(D_f)을 구한 후 식 (1)과 같이 구멍확장율을 구하였다.

$$HER(\%) = (D_f - D_0) / D_0 \times 100(\%) \quad (1)$$

여기서, D_f는 파단 후 구멍직경이고, D₀는 초기 구멍 직경이다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

저합금 고강도강은 대부분 강력한 탄질화물을 형성하는 원소인 Nb, Ti, V 등이 첨가된다. 이러한 탄질화물 형성원소는 용질끌림(solute-drag) 현상⁵⁾이나 고착(pinning) 효과⁶⁾에 의해 오스테나이트에서 페라이트로의 변태시 변태온도를 저하시켜 페라이트 결정립을 미세화 시키고 냉각중 수~수십 nm 크기의 미세한 석출물을 형성하여 강의 기계적 성질을 향상시킨다.

변태시 페라이트는 주로 오스테나이트 입계에서 핵생성이 되므로 단위체적당 오스테나이트 입계면적이 클수록 페라이트의 핵생성 빈도가 증가되고,⁷⁾ 또한 심하게 변형을 받은 pancake 형태의 오스테나이트가 형성되면 페라이트로 변태시 매우 미세한 페라이트 조직을 얻을 수 있다. 페라이트 형성을 위한 구동력은 매우 큰 과냉도에 서도 수백 J/mole로 작기 때문에 핵생성 장소를 많게 하는 것이 페라이트 미세화에 효과적이며,⁸⁾ 입계면적이 같을 경우에도 재결정 오스테나이트보다는 미재결정 오스테나이트에서 생성된 페라이트가 더욱 미세한 조직이 된다.⁷⁾

Fig. 1은 A시편을 열간압연공정에서 강관의 냉각속도에 해당하는 50~80°C/s의 속도로 전단냉각한 다음 각각의 권취온도에서 1시간 동안 유지후 노냉한 미세조직 사진이다. 500°C에서 권취한 열연강관의 미세조직은 페라이트기지에 베이나이트가 석출된 페라이트-베이나이트 복합조직이며, 550°C에서 권취한 경우 등축페라이트 분율

Table 1. Chemical composition of the steels used

steels	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ti	Nb	FT
A	0.045	0.5	1.65	0.045	0.003	0.4	0.3	-	0.03	850°C
B	0.08	0.1	1.7	0.015	0.003	0.2	-	0.1	0.025	850°C
C	0.07	0.52	1.69	0.048	0.005	0.4	-	0.1	-	890°C

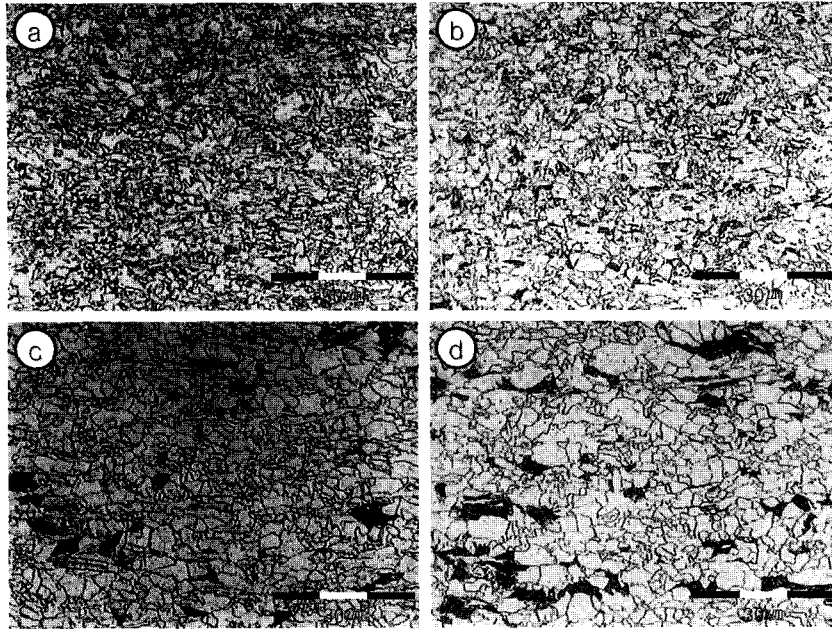


Fig. 1. Effect of coiling temperature on the microstructural changes of the 0.045C-0.4Mo-0.3Cr-0.03Nb steel (a) 500°C (b) 550°C (c) 600°C (d) 650°C

이 증가하는 반면에 침상페라이트와 베이나이트 분율은 감소하며 소량의 펄라이트가 관찰되었다. 그러나 권취온도가 상승함에 따라 페라이트 결정립이 앞서 두 경우보다 조대해지며 펄라이트 분율도 점차 증가되었다. Fig. 1(c)에서 관찰되듯이 600°C의 권취온도에서는 침상페라이트와 베이나이트 조직은 소멸되고 미세한 등축페라이트와 3% 정도의 펄라이트 조직으로 구성되어 있다. 따라서 권취온도가 상승함에 따라 제2상은 베이나이트에서 펄라이트로 변화되며, 제2상의 종류와 형태가 권취온도에 의존함을 알 수 있다.

Fig. 2는 앞서 서술한 A시편보다 탄소함량(0.08%C)이 높고, Nb와 Ti을 복합첨가한 B시편의 미세조직으로서 550°C에서 권취한 경우 평균입경은 2.3 μm 정도로서 극히 미세한 페라이트와 베이나이트 조직으로 되어 있다. 그러나 권취온도가 상승함에 따라 페라이트 조직이 조대화되며 소량의 펄라이트가 생성되는 양상을 보이는데, 650°C 권취재에서는 5% 정도의 펄라이트 분율을 갖는 페라이트-미세펄라이트 조직으로 변화되었다.

Fig. 3은 0.07C-0.4Mo 조성에 Ti 단독첨가한 C시편의 미세조직으로서 저온권취한 경우에도 베이나이트 조직은 나타나지 않고 미세한 등축페라이트의 단상조직으로 되어 있다. 이것은 앞선 A와 B시편과 달리 압연종료온도가 비교적 높고(FT: 890°C) 베이나이트 변태개시온도 보다 높은 온도까지 냉각한 다음 권취를 행하였기 때문이다. 그러나 700°C의 권취온도에서는 제2상으로서 소량의 펄라이트가 생성되는 경향이 관찰되었다.

3.2 기계적 성질과 신장플랜지성에 대한 권취온도의 영향

미량의 합금원소인 Ti, Nb, Cr, Mo 등을 첨가한

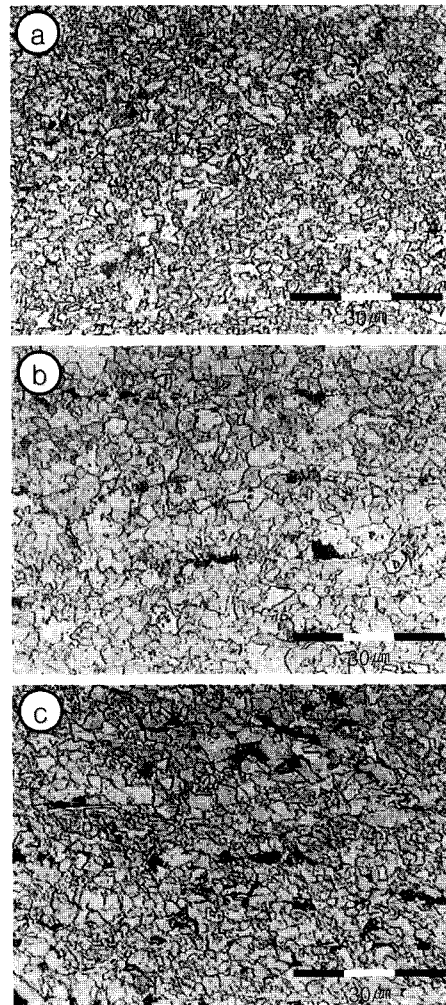


Fig. 2. Effect of coiling temperature on the microstructural changes of the 0.08C-0.2Mo-0.1Ti-0.025Nb steel (a) 550°C (b) 600°C (c) 650°C

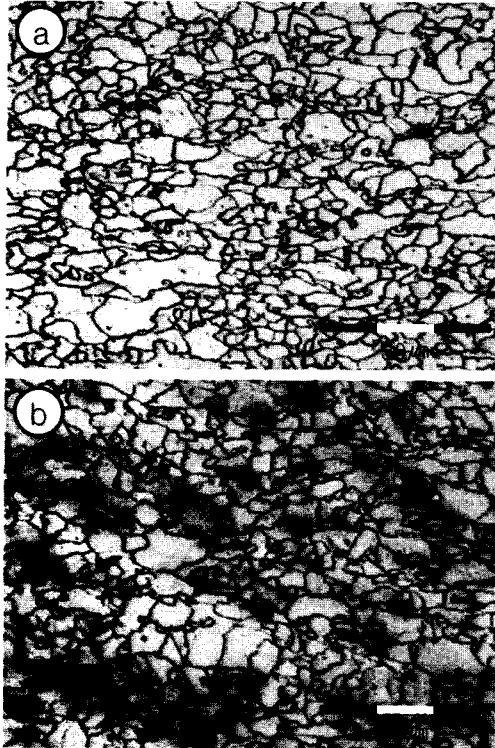


Fig. 3. Effect of coiling temperature on the microstructural changes of the 0.07C-0.4Mo-0.1Ti steel (a) 600°C (b) 700°C

HSLA강은 고용강화, 입자 미세화강화 및 석출강화 등의 각종 강화기구를 이용하여 최소한 550 MPa 이상의 항복강도를 얻을 수 있다.⁹⁾ 이때 석출강화 효과를 극대화하기 위하여 일반적으로 권취온도는 550~620°C 범위로 설정하는 것이 바람직하며 기본조직은 첨가원소량 및 냉각속도에 따라 차이는 있으나, 페라이트, 베이나이트, 펄라이트의 복합조직 또는 페라이트 단상조직을 갖는다. Kawano 등¹⁰⁾은 페라이트-펄라이트를 기본조직으로 하는 HSLA강의 경우 페라이트 결정립이 미세할수록 균일 연신율은 향상되나 극부 연신율과 신장플랜지성은 저하된다고 주장하고 있는 반면에, Morita 등¹¹⁾은 페라이트 단상강의 경우 페라이트 결정립이 미세화됨에 따라 신장플랜지성이 향상된다고 하였다. 그러나 Cho 등¹²⁾은 Ti-Nb 복합첨가강에서 페라이트-베이나이트 조직강이 페라이트-펄라이트 혹은 페라이트-베이나이트-마르텐사이트 조직강에 비하여 신장플랜지성이 우수하다고 하였는데, 그 이유는 페라이트-베이나이트 조직강이 구성상간의 경도차이 및 입계시멘타이트의 감소로 균일소성변형능이 우수하고 타발시 미소균열의 발생 및 전파가 억제되기 때문이라고 설명하고 있다.

Fig. 4는 A시편에 대한 기계적 성질과 신장플랜지성에 미치는 권취온도의 영향을 나타낸 것이다. 권취온도가 상승함에 따라 인장강도는 연속적으로 저하되지만 항복강도는 600°C 권취온도에서 최대값을 보인 후 다시 감소하는 경향을 보였다. 이와 같은 항복강도 증가현상은 페라이트 기지내에 미세한 NbC석출에 의한 석출강화 효

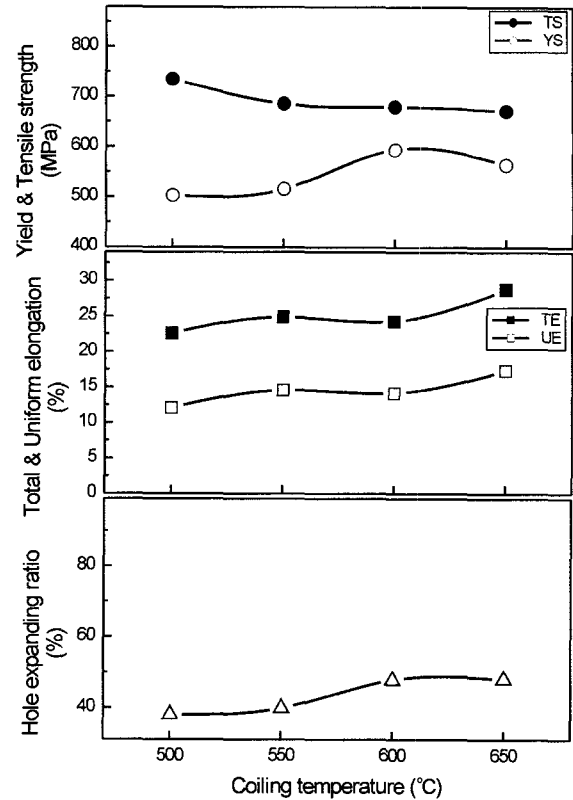


Fig. 4. Effect of coiling temperature on tensile properties and stretch-flangeability of the 0.045C-0.4Mo-0.3Cr-0.03Nb steel

과에 기인되며 이 보다 높은 권취온도에서는 석출물의 조대화 및 결정립 성장으로 인해 강도가 저하되는 것으로 생각된다. 한편 연신율 및 신장플랜지성은 권취온도가 상승함에 따라 증가하는 경향을 보이는데, 신장플랜지성의 경우 모든 권취온도 조건에서 38.0~48.0%로써 비교적 낮은 값을 나타냈다.

Fig. 5는 B시편의 기계적 성질과 신장플랜지성에 미치는 권취온도의 영향을 나타낸 것으로 인장강도와 항복강도는 권취온도가 상승함에 따라 감소하며 신장플랜지성은 증가하는 경향을 보였다. 550°C 권취온도에서 인장강도와 연신율은 각각 825.7 MPa, 22%로서 매우 우수한 기계적 성질을 나타내었다. 이것은 결정립 미세화(2.3 μm크기)에 의한 입자미세화 효과와 TiC, Nb(C,N)석출물 입자들에 의한 석출경화가 중첩되어 나타난 결과라고 생각된다. 석출물에 의한 강화효과는 석출물의 크기, 분포상태 및 밀도에 따라 현저히 달라지며, Militzer 등¹³⁾에 의하면 0.07C-1.35Mn-0.08Nb-0.047Ti HSLA강에서 석출강화로 인한 강도 증가는 225 MPa 정도라고 보고하였다.

Fig. 6은 C시편(0.07C-0.4Mo-0.1Ti)의 기계적 성질과 신장플랜지성에 미치는 권취온도의 영향을 나타낸 것이다. 인장강도는 500°C의 권취온도에서 853.1 MPa로서 최대값을 가지며 그 이상의 권취온도에서는 감소하였다. 신장플랜지성은 이와는 반대로 500°C의 권취온도에서 60.0%로서 최소값을 가지며 700°C의 권취온도에서는

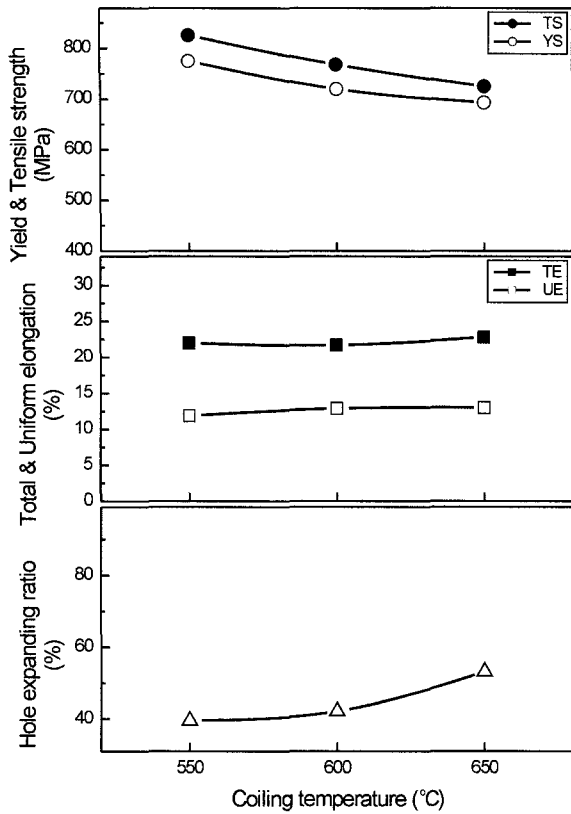


Fig. 5. Effect of coiling temperature on tensile properties and stretch-flangeability of the 0.08C-0.2Mo-0.1Ti-0.025Nb steel

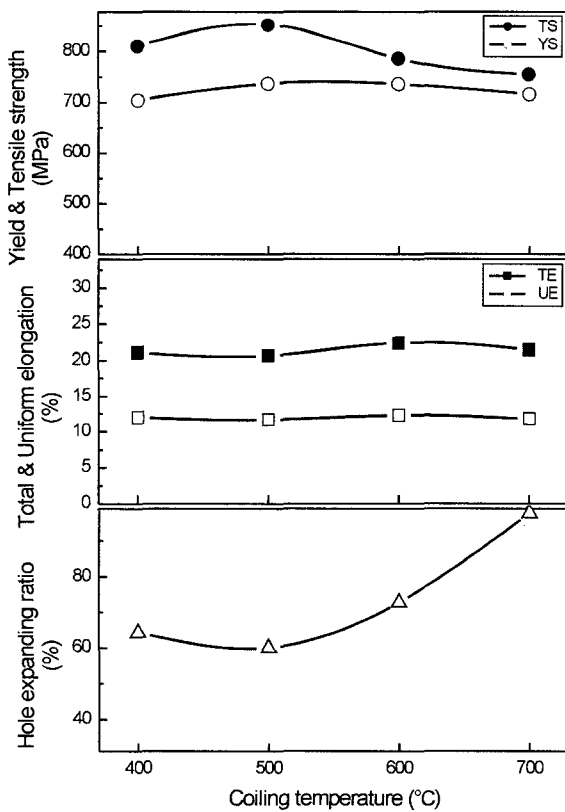


Fig. 6. Effect of coiling temperature on tensile properties and stretch-flangeability of the 0.07C-0.4Mo-0.1Ti steel

97.8%로서 매우 우수하였다. 이러한 현상은 권취온도가 상승함에 따라 점차로 석출물의 조대화에 의한 강도저하로 인하여 기지의 소성변형능은 증가되어 신장플랜지성이 향상된다고 생각된다. 그러나 연신율은 권취온도에 따라 민감하게 변화되지 않고 약 20.7~22.4% 값을 나타내었다. 신장플랜지성은 일반적으로 강도증가에 따라 감소되기 때문에 석출물의 밀도와 강도 측면에서 볼때 B와 C시편의 신장플랜지성은 비슷한 수준을 나타낼 것으로 보이나 미세조직인자에 크게 의존하는 것으로 알려져 있다. 앞서 설명한 바와 같이 C시편의 조직은 Fig. 3에서 알 수 있듯이 등축페라이트의 단상조직을 갖는데 비하여 B시편은 전위하부 구조를 갖는 침상의 페라이트와 펄라이트 조직으로 구성되어 있다. 따라서 C시편의 신장플랜지성이 B시편보다 우수한 이유는 구멍확장시 구성조직간의 경도차 감소에 기인된 균일 소성변형능의 증가 및 입계시멘타이트의 감소로 인한 균열생성 및 전파가 억제되기 때문이라고 생각된다.

3.3 석출거동

Ti은 Nb보다 오스테나이트중에 고용도가 크기 때문에 적절한 제조공정 조건하에서 TiC 석출량이 많고 수 nm 크기의 미세한 석출물을 얻을 수 있다. 또한 Ti은 Nb보다 입자미세화 효과는 작지만 석출강화 효과는 큰 것으로 알려져 있다. 그러나 N과의 친화력이 크기 때문에 용해시 TiN이 우선 석출되므로 0.025% Ti 첨가에서는 석출강화효과가 매우 미약한 것으로 보고¹⁴⁾되고 있다. TiC와 Nb(C,N)의 결정구조는 NaCl type B1구조이며,¹⁵⁾ 석출될 때 기지와 특정방위(B-N)관계를 나타내며, 그 형상은 구형 또는 입방정의 형태¹⁶⁾를 갖는다.

열간압연시 재결정 오스테나이트나 미세결정 오스테나이트에서 생성된 변형유기 석출물들이 너무 조대화 되면 석출강화에 기여하지 못하지만, 미세 석출물들은 오스테나이트에서 페라이트로 변태시 핵생성 장소를 제공하거나 변태온도를 저하시켜 극히 미세한 페라이트 조직을 얻을 수 있다. Nb(C,N)석출물들은 열간압연중 생성되기도 하지만 대부분 변태후 페라이트에 석출한다. 이때 석출물의 미세화 및 분산정도는 변태온도, 냉각속도, 권취온도에 의해 제어될 수 있다. 낮은 변태온도에서 페라이트에 생성되는 석출물은 수 nm 정도로 극히 미세하며 높은 항복강도를 얻을 수 있다.

Fig. 7은 B시편의 석출물을 관찰한 사진으로 550°C의 권취온도에서는 수nm 크기의 미세한 석출물이 다량 분포되어 있으며, 석출밀도는 작으나 20~40 nm 크기의 석출물도 관찰되었다. 이들 석출물은 TEM/EDS 분석으로부터 TiC, Nb(C,N)으로 판단되며, 이와 같이 석출물의 크기가 넓은 범위에 걸쳐 분포하는 현상은 500°C의 권취재에서도 나타나며 주요한 석출물의 분포가 2개의 피크로 나뉘어 있다. 이것은 석출물의 성장이 완료된 후 조대화가 일어나고 있음을 의미한다.¹⁷⁾ 즉 기지내에 용질 원자로 고용되어 있는 Ti이나 Nb이 TiC나 Nb(C,N)의

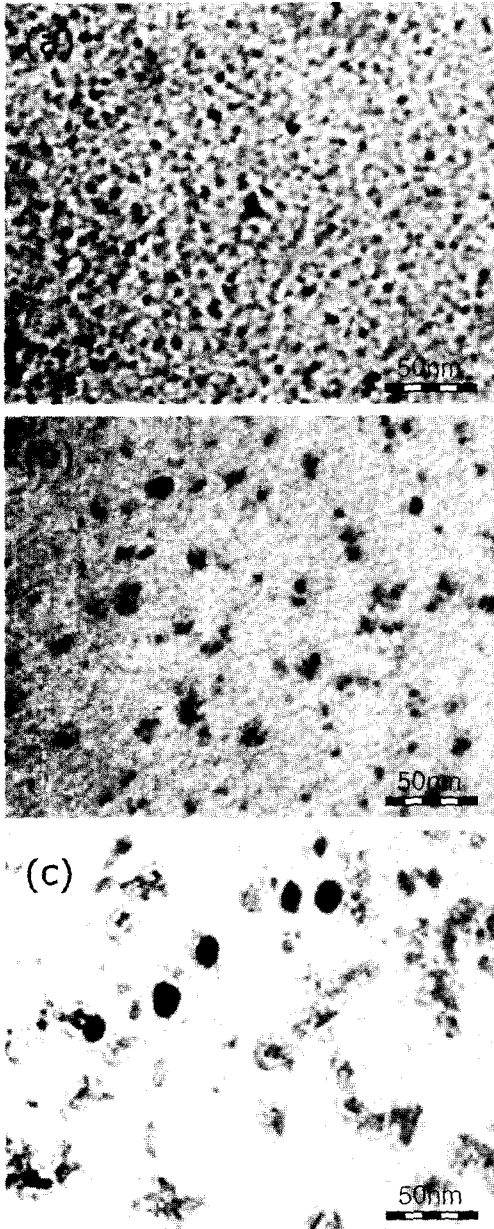


Fig. 7. Transmission electron micrographs showing fine carbonitride precipitates in the 0.08C-0.2Mo-0.1Ti-0.025Nb steel (a) 550°C (b) 600°C (c) 650°C

탄질화물로 석출한 다음 성장이 완료된 후 Oswald ripening¹⁹⁾이 일어났기 때문이라고 생각된다.

Fig. 8은 SANS 측정결과로서 B시편을 550°C와 600°C에서 권취한 경우 1~5 nm 크기의 초미세 석출물의 석출입자수가 각각 9×10^4 개/ μm^3 와 5×10^4 개/ μm^3 이었다. 이러한 석출밀도는 Fig. 9에서 나타내었듯이 최근 일본에서 개발한 고장력 열연강관에 대한 특허³⁾(10 nm 미만의 미세 석출물이 5×10^4 개/ μm^3 이상의 비율로 분산된 고장력 열연강관)에서 제시한 석출물 밀도보다 훨씬 크며, 인장강도 또한 더욱 높게 나타났다. 한편 Fig. 5의 B시편에서 항복강도는 석출거동과 매우 밀접한 관련이 있다. 즉 석출물이 수 nm 크기로 미세하고 석출

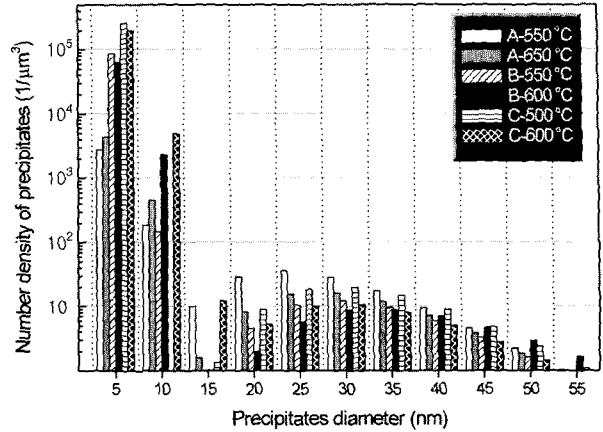


Fig. 8. Number density of fine precipitates measured by small angle neutron scattering(SANS)

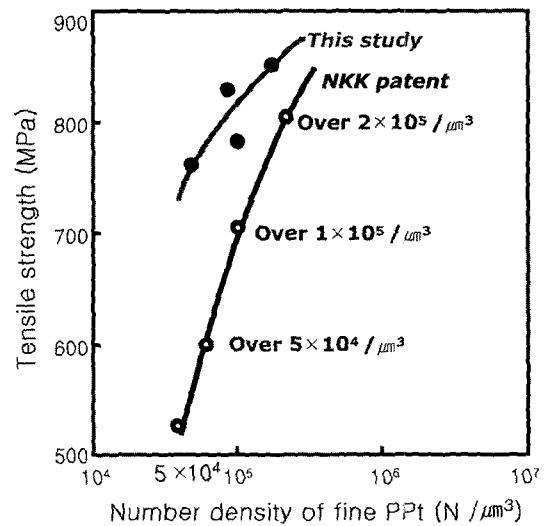


Fig. 9. Effect of fine precipitates density on the tensile strength in high strength hot rolled steel sheets

밀도가 높은 550°C 권취재는 항복강도가 높지만 650°C 권취재의 경우 석출물의 조대화가 일어나고 석출밀도가 감소하여 항복강도의 저하가 큰 것으로 생각된다.

Fig. 10은 C시편에서 석출거동에 미치는 권취온도의 영향을 조사하기 위하여 석출물을 관찰한 사진으로서, 동일한 권취온도 부근에서 석출물의 크기나 분포양상은 B시편과 비슷한 경향을 보였다. 400°C의 권취온도에서는 석출물이 매우 미세하여 25,000배의 TEM사진에서는 관찰되지 않으나 nm 크기 이하의 석출물들이 다량 석출된 것으로 추정된다. 상기 권취온도에서 항복강도는 810.9 MPa로서 500°C 권취재보다는 낮은 값을 보이지만 석출밀도가 컸던 600°C 권취재의 항복강도보다 25.4 MPa정도 높게 나타난 것으로 볼 때, 이러한 강도증가는 주로 석출강화에 기인된 것으로 판단된다. 그러나 500~600°C의 권취온도에서는 1~5 nm 크기의 석출물들이 다량 존재하였으며 20~40 nm 크기의 석출물들도 관찰되었다. 석

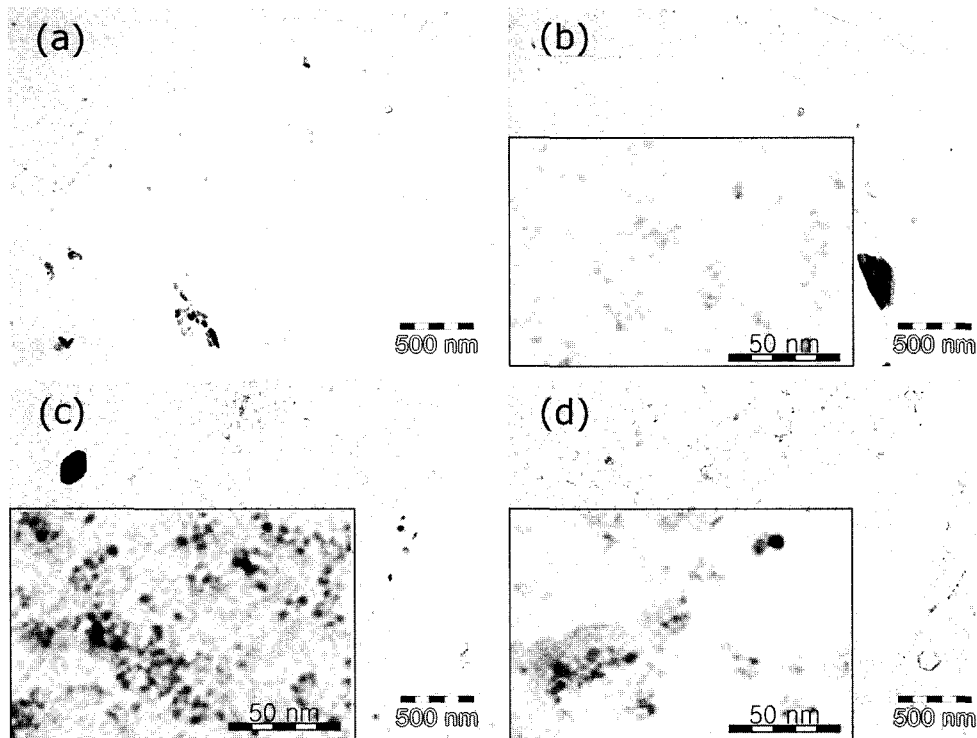


Fig. 10. Transmission electron micrographs showing fine carbide precipitates in the 0.07C-0.4Mo-0.1Ti steel (a) 400°C (b) 500°C (c) 600°C (d) 700°C

출물의 크기와 밀도를 SANS로 측정된 결과 Fig. 8에 나타난 바와 같이 500°C 및 600°C 권취재는 5nm 이하의 석출물이 약 2×10^5 개/ μm^3 정도로서 석출밀도가 B시편보다 많고 항복강도는 높은 것을 알 수 있다. 이에 대응하여 상기 권취온도(500°C)에서 항복강도는 737.4 MPa로서 매우 높고 인장강도는 최대 853.1 MPa를 나타내었다. 그러나 석출물의 조대화가 일어나고 석출밀도가 낮은 700°C의 권취온도에서 항복강도는 715.8 MPa로 저하되었다.

한편 석출물의 분포양상은 권취온도에 따라 달라지는데 비교적 저온 권취의 경우 균일한 분포양상을 보이나 권취온도가 상승함에 따라 점차 균집화 되는 경향을 나타내었다. 이것은 석출물이 핵생성된 후 용질원자들의 확산속도에 의해 성장한 다음 조대화 되는 현상¹⁷⁾에 기인된다고 생각된다.

4. 결 론

초미세 석출물을 이용한 780 MPa급 고강도 열연강판 개발을 위해 Nb, Ti첨가 HSLA강을 제조하여 열간압연 후 제조공정 조건이 미세조직, 기계적 성질 및 석출거동에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 0.07C-0.4Mo-0.1Ti강은 등축페라이트의 단상조직이 얻어지며 500°C의 권취온도에서 인장강도는 853.1 MPa, 신장플랜지성은 60%를 나타내었다. 연신율은 20.7~22.4%로서 권취온도에 민감하지 않으나 신장플랜지성은 권취온도가 상승함에 따라 증가되며 700°C에서는 97.8%로

서 매우 우수하였다.

2) SANS 측정결과 0.045C-0.4Mo-0.3Cr-0.03Nb강은 5 nm 이하의 석출물이 최대 4×10^3 개/ μm^3 정도로서 석출강화를 크게 기대하기 어렵다. 그러나 0.07C-0.4Mo-0.1Ti강은 권취온도 500°C에서 5 nm 이하의 석출물이 2×10^5 개/ μm^3 정도로서 석출밀도가 매우 높아 석출강화에 의한 강도 증가가 현저하지만 그 이상의 권취온도에서는 권취온도가 상승함에 따라 석출물의 조대화가 일어나고 석출밀도가 감소하여 강도 저하가 일어난다.

3) 석출물의 크기 분포는 5 nm 이하의 석출물과 20~40 nm 크기의 석출물로서 주요 석출물의 분포가 2개의 피크로 나뉘어 있다. 이것은 석출물이 핵생성된 후 용질원자들의 확산속도에 의해 성장한 다음 조대화 되는 현상에 기인한다.

감사의 글

본 연구는 POSCO 연구비 지원(과제코드: 2002X011)과 과학기술부의 원자력증장기개발 자금의 지원으로 이루어 졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K. Kunishige, CAMP-ISIJ, The Iron & Steel Inst. of Japan, **12**, 428 (1999).
2. NKK Patent, P2001-172745.
3. NKK Patent, PCT/JP2001/09469.
4. B. S. Seong, Y. S. Han, C. H. Lee, J. S. Lee, K. P. Hong,

- K. N. Park and H. J. Kim, *Appl. Phys.* **A74**, S201 (2002).
5. J. T. Michalak and H. Hu, *Met. Trans.*, **10A**, 975 (1979).
6. J. G. Speer and S. S. Hansen, *Met. Trans.*, **20A**, 25 (1989).
7. I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sambei and T. Okita, *Microalloying* **75**, 72 (1977).
8. W. Roberts, H. Lidefelt and A. Sandberg, *The Metals Society*, 38 (1980).
9. M. Charleux, W. J. Poole, M. Militzer and Deschamps, *Met. and Mater. Trans.*, **32A**, 1635 (2001).
10. O. Kawano and J. Wakita, *CAMP-ISIJ, The Iron & steel Inst. of Japan*, **9**, 1337 (1996).
11. M. Morita, *CAMP-ISIJ, The Iron and steel Inst. of Japan*, **5**, 1863 (1992).
12. Y. R. Cho, J. H. Chung, H. H. Koo and I. B. Kim, *Korean Journal of Mater. Research*, **9**, 1252 (1999).
13. M. Militzer, E. B. Hawbolt and T. R. Meadowcroft, *Met. and Mater. Trans.*, **31A**, 1247 (2000).
14. L. Mayer, F. Heisterkamp and W. Mueschenborn, *Microalloying* **75**, 153 (1997).
15. M. J. Crooks, A. J. Garratt-Reed, J. B. Vander Sande and W. S. Owen, *Met. Trans.* **12A**, 1999 (1981).
16. E. K. Stroms and N. K. Krikorian, *J. Phys. Chem.*, **64**, 1471 (1960).
17. W. B. Lee, K. B. Kang and C. G. Park, *J. of the Korean Inst. of Met. & Mater.* **34**, 688 (1996).
18. I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov, *J. Phys. Chem. Solids*, **19**, 35 (1961).
19. U. Keiderling, A. Wiedenmann, V. Srdic, M. Winterer and H. Hahn, *J. Appl. Cryst.* **33**, 483 (2000).