

저탄소 · 저합금 강의 연속 냉각 변태에 미치는 Ni의 영향

강주석¹, 전현조², 박찬경[#]

Effects of Ni addition on continuous cooling transformation behavior of low carbon HSLA steels

J. S. Kang, J. H. Jun, C. G. Park

Abstract

Continuous cooling transformation behaviors were studied for low carbon HSLA steels containing three different level (1~3 wt%) of Ni addition. Thermo-mechanical processing (TMP) simulations to construct continuous cooling (CCT) diagram were conducted by using Gleeble system. As cooling rate increased, pearlite, granular bainite, acicular ferrite, bainitic ferrite and lath martensite were transformed from deformed austenite. Fully bainitic microstructure were developed at all cooling rate condition in high Ni containing steel due to hardenability increasing effects of Ni.

Ni also influenced the transformation kinetics. At the slowest cooling rate of 0.3°C/s, transformation delayed with decreasing Ni contents because of the diffusion of substitutional alloy elements. However, cooling rate slightly increased to 1°C/s, transformation kinetics accelerated with decreasing Ni contents because nucleation of bainite was sluggish due to hardening of residual austenite.

Key Words : continuous cooling transformation, Ni addition, bainite, HSLA steels

1. 서론

원유나 천연가스의 장거리 수송에 사용되는 라인파이프강(linepipe steels)은 1960년대 페라이트-펄라이트 조직을 기본으로 하는 항복 강도 420Mpa 수준의 API X60강이 개발된 이래로 수송의 효율성 및 경제성의 극대화를 위하여 점차 고압 수송화 및 파이프의 대구경화가 요구 되고 있으며, 천연 자원의 채취 환경이 시베리아나 알래스카까지 확대됨에 따라 고강도, 고인성의 차세대 라인파이프 강재의 수요 증가가 예측된다. 이에 따라 전세계적으로 향후 라인파이프 시장의 점유율을 확보하기 위해 고강도·고인성의 차세대 라인파이프 강재에 대한 연구가 활발하게 이루어지고 있다[1~2].

라인파이프 강의 발전 과정을 살펴보면 강의 용접성을 고려하여 점차적으로 탄소의 함량을 낮추었으며, 이를 보완하기 위해 Ti, Nb 등의 강력한 탄질화물 형성 원소를 첨가하여 가공 열처리 기술 (Thermo-Mechanical Controlled Process, TMCP) 을 적용함과 동시에 경화능 향상 원소 (Mn, Ni, Cr, Mo) 첨가하여 페라이트-펄라이트 조직에서 베이나이트 조직으로의 천이를 유도하였다. 그런데 저탄소강의 연속 냉각 변태 시에는 다양한 베이나이트 조직이 발달하며, 이 조직들의 명명법, 분류 체계, 변태 기구 등에 관한 연구가 활발히 진행되었으나[3~5] 아직까지 공통적인 명명 체계나 변태 기구가 제시되지 않았으므로 이에 관한 추가 연구가 필요한 실정이다.

철강 재료는 석출 강화, 고용 강화, 변태 강화,

1. 포항공과대학교 신소재공학과

2. Exxon Mobil

포항공과대학교 신소재공학과, cgpark@postech.ac.kr

결정립 미세화 등의 야금학적인 원리를 도입하여 비교적 쉽게 강도를 증가시킬 수 있으나, 결정립 미세화를 제외한 강도 증가 방법 들은 강의 인성을 낮추기 때문에 강도와 인성을 동시에 증가시키는 데는 많은 어려움이 따른다. 철강 재료에 첨가되는 대부분의 치환형 합금 원소들은 고용 강화 현상을 일으켜 인성을 저하시키는데 반하여 Ni은 강 중에서 교차 슬립을 쉽게 유발하여 연성-취성 천이온도를 낮추는 효과가 있다고 알려져 있다[6].

따라서 본 연구에서는 강도와 인성의 동시 확보를 목표로 Ni 첨가량을 1~3wt%로 달리한 저탄소·저합금 강을 제조하고, 열간 압연 모사 실험을 실시하여 Ni이 연속 냉각 변태에 미치는 영향을 조사하여 최종적으로 강의 기계적 특성을 향상시킬 수 있는 방안을 모색하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 강종은 0.05wt%의 저탄소·저합금 강으로 Ni 첨가량을 달리하여 진공 고주파 유도용해로에서 용해 주조하였으며, 각 시료의 화학 조성은 다음 Table. 1과 같다. 상기 시료의 조직 균질화를 위하여 1200°C에서 2시간 동안 균질화 열처리를 실시한 뒤, $\Phi 7\text{mm} \times 12\text{mm}$ 크기 cylinder 형태의 샘플을 제조하였다.

Table. 1 Chemical composition of studied steels

	C	Si	Mn	Ni	Ti+Nb
1Ni	0.051	0.252	1.92	1.00	0.1~0.2
2Ni				1.96	
3Ni				2.99	

상기 강의 연속 변태 특성을 파악하기 위하여 Gleeble 기를 이용하여 가공 열처리 공정 (Thermo-Mechanical Controlled Process)을 모사하였다. 강 종의 Nb와 Ti를 용해하기 위하여 cylinder 시편을 1150°C에서 10분간 유지하여 재가열 공정을 모사하였으며, 재가열 공정 이후 오스테나이트 재결정 영역인 1000°C에서 20%의 변형을 오스테나이트 미세결정 영역인 850°C에서 60%의 변형을 가하여 가공 열처리 공정을 모사하였다. 오스테나이트 영역에서의 변형 공정 이후에 냉각 속도를 0.3°C/s - 50°C/s로 달리하였으며, 각 냉각 속도 조건에서의 변태 시작 온도 (Ar3)

와 변태 종료 온도 (Ar1)를 dilatometry를 이용하여 측정하였다. Dilatometry로 측정한 변태 온도와 함께 광학현미경과 주사전자현미경 관찰을 통한 미세조직의 형상 변화와 Vickers hardness tester를 이용한 경도값으로 조직을 분류하여 연속 냉각 변태 곡선을 작성하였다.

3. 실험 결과

저탄소·저합금강의 연속 냉각 과정 중에 오스테나이트로부터 변태되는 조직 중 페라이트, 펄라이트 그리고 마르텐사이트의 형상이나 분류에 대해서는 큰 이견이 존재하지 않으나 페라이트와 마르텐사이트가 형성되는 냉각 속도 영역의 중간 영역에서 나타나는 베이나이트 조직의 분류에 대해서는 논란의 여지가 존재한다[3~5]. 본 논문에서는 저탄소·저합금 강의 미세조직을 조직의 형태와 경도값으로 정의한 Jun[7]등의 방법을 따라 분류하였다.

이에 따르면, 베이나이트 조직은 페라이트 결정립 내부 혹은 결정립 계에 retained austenite (RA) 혹은 martensite/austenite (M/A) constituents의 이차상을 가지는 granular bainite, 침상형 결정립계에 RA, M/A의 이차상이 존재하는 acicular ferrite 그리고 래스 구조 사이에 이차상을 포함하는 bainitic ferrite로 나뉘어진다.

Dilatometry로 측정한 변태 시작 온도와 변태 종료 온도 및 미세 조직 관찰 결과를 이용하여 Fig.2의 연속 냉각 변태 (continuous cooling transformation, CCT) 곡선을 얻었다. 1Ni 시편의 CCT 곡선을 보면 5°C/s이하의 느린 냉각 속도에서는 quasi-polygonal ferrite가 주로 발달하며, 20°C/s이상의 빠른 냉각 속도에서 bainitic ferrite가 발달하는 것을 알 수 있다. Ni 함량이 2%로 증가되면 가장 느린 냉각 속도에서도 pearlite의 생성이 억제되며, 전반적인 변태 노즈가 느린 냉각 속도 영역으로 이동하여 30°C/s 이상의 냉각 속도 영역에서는 lath martensite도 발달하였다. 특히, acicular ferrite가 1°C/s 부터 30°C/s의 넓은 냉각 속도 영역에서 발달하였다. Ni 함량이 3wt%로 증가되면, 변태 노즈의 이동 현상은 더욱 두드러져서 가장 느린 냉각 속도 영역에서도 granular bainite가 발달하였으며, bainitic ferrite가 1°C/s 이상의 냉각 속도 영역에서 나타나게 된다.

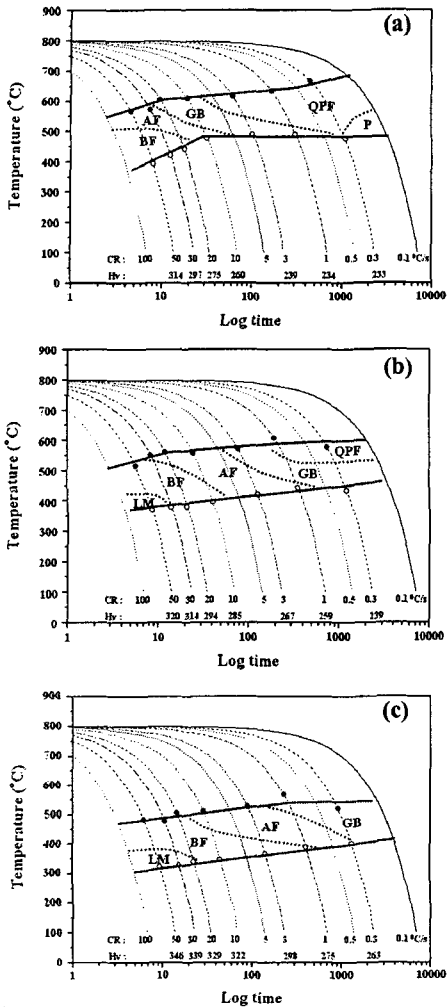


Fig. 1 Bainite microstructures transformed during continuous cooling process of 10°C/s cooling rate specimens

4. 결 과 고 찰

베이나이트에 대한 정확한 정의와 이에 따른 분류법에 대한 논란의 여지는 아직까지 존재하지만 [8] 가장 손쉽게 베이나이트를 분류하는 방법 중 하나는 등은 변태 온도에 따라 비교적 높은 온도에서 생성되는 upper bainite와 낮은 온도에서 생성되는 lower bainite로 구분하는 것이다. 저탄소강의 연속 냉각 중에 발달한 bainitic ferrite는 upper bainite와 동일한 형상을 지니는데, Steven과 Haynes이[9] 등은 유지 변태 실험을 통하여

유도한 upper bainite 변태 온도 예측 식을 본 연구에서 사용된 강종에 적용하여 bainitic ferrite가 주된 미세 구조를 이루는 냉각 속도 30°C/s의 변태 시작 온도와 비교하면 Table. 2에서 보는 바와 같이 유사한 값을 얻게 된다. 따라서 bainitic ferrite는 upper bainite가 낮은 탄소 함유량, Ti, Nb, V 등의 탄질화물 형성 합금 원소의 첨가 등으로 인하여 베이나이트가 형성되는 온도 구간에서 탄화물을 형성하기가 어렵기 때문에 탄화물 대신 잔류오스테나이트가 RA 혹은 M/A를 형성하여 생겨나는 것으로 판단된다.

Table. 2 Comparison of calculated and measured bainite start (Bs) temperature

	Calculated Bs	Measured Bs
1Ni	562°C	571°C
2Ni	525°C	549°C
3Ni	488°C	477°C

Ni은 오스테나이트 안정화 원소이기 때문에 Ni 첨가량이 증가하게 되면 Fig. 1에서처럼 연속 냉각 중에 변태 시작 온도가 낮아지고 이에 따라 전단 변태의 구동력이 커지게 되므로, CCT 곡선상의 변태 노즈가 Ni 첨가량의 증가에 따라 느린 냉각 속도 영역으로 이동하게 된다.

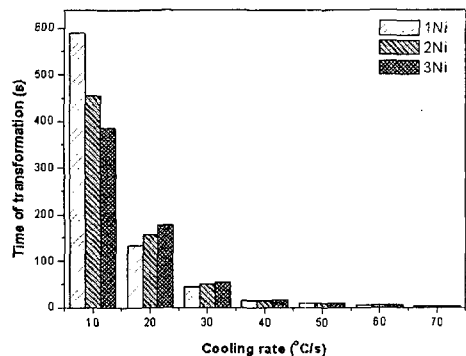


Fig. 2 Transformation time during continuous cooling process

Fig. 2은 냉각 속도에 따른 변태 시간을 나타낸 그림인데, 이 그림은 0.3°C/s의 느린 냉각 속도 영역에서는 Ni 첨가량이 증가할수록 변태 속도가 더 빨라지나 1~3°C/s의 냉각 속도 영역에서는 Ni 첨가량이 증가할수록 변태가 지연됨을 보여준다. Bhadeshia[10]는 베이나이트는 치환형 원소

의 확산은 제한되고, 침입형 원소의 확산으로만 제어되는 paraequilibrium 상태에서 탄소가 과포화된 페라이트의 연속적인 생성으로 성장한다고 제시하였다. 0.3°C/s의 냉각 속도에서 1Ni 시편은 치환형 원소의 확산 과정까지 포함하는 pearlite와 quasi-polygonal ferrite가 발달함에 비해 3Ni 시편에서는 침입형 원소의 확산에 의해 제어되는 granular bainite가 발달하므로 Ni 첨가량이 증가할수록 베이나이트 변태가 일어나 변태속도가 빨라진다. 그런데 냉각 속도가 1~3°C/s로 증가하면 1Ni 시편에서는 quasi-polygonal ferrite와 granular bainite가 발달하는 반면 3Ni 시편에서는 전체적으로 베이나이트 구조인 acicular ferrite와 bainitic ferrite가 발달하게 된다. 따라서, 3Ni 시편의 경우 미리 생성된 베이나이트에서 잔류오스테나이트로 확산된 탄소는 잔류오스테나이트의 강도를 증가시키게 되고[11], 이로 인하여 탄소가 과포화된 페라이트가 발생하는 전단 변형이 어렵게 되어 Ni 첨가량이 높은 강종의 변태가 지연되게 된다. 그러나 냉각 속도가 10°C/s 이상이 되면 낮은 변태 온도로 인하여 상변태 구동력이 잔류오스테나이트 강도 증가를 무시할 수 있을 만큼 증가되어 Ni 첨가량에 관계없이 비슷한 변태 속도를 보이는 것으로 판단된다.

5. 결론

본 연구에서는 1~3wt% Ni을 첨가한 저탄소·저합금 강의 연속 냉각 변태 특성과 기계적 성질을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 저탄소·저합금 강의 연속 냉각 변태 시, Ni 첨가량을 증가시키기에 따라 냉각 시작 온도가 감소하게 되고 이에 따라 각 미세 구조의 변태 노즈가 느린 냉각 속도 영역으로 이동하여 3wt% Ni 첨가강은 0.3°C/s의 느린 냉각 속도에서도 granular bainite 조직이 발달하였다.
- (2) 확산 제어 변태가 일어나는 느린 냉각 속도 영역에서는 Ni 첨가량이 증가할수록 변태 속도가 빨라지나, 확산 제어 변태와 베이나이트 전단 변태가 동시에 일어나는 영역에서는 Ni 첨가량의

증가에 따라 변태 속도가 느려지다가 전체적으로 베이나이트 변태가 발생하는 냉각 속도에 이르면 변태 속도는 Ni 첨가량에 무관해진다.

참고 문헌

- [1] J. Y. Koo, Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines, Proc of 13th int. Offshore and Polar Eng Conf, ISOPE, Honolulu, 2003, Vol. 4, pp 10-18.
- [2] H. Asahi, The metallurgical design of high-strength steels, and development of X120 UOE linepipe, Pipeline Tech Conf, Ostend, Belgium, 2004, Vol. 2, pp 852-872.
- [3] B. L. Bramfitt and J. G. Speer, A Perspective on the Morphology of Bainite, Metall. Trans., Vol. 21A, April 1990, 817
- [4] H. Ohtani, Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite, Metall. Trans., Vol. 21A, April 1990, 877
- [5] G. Krauss and S. W. Thompson, Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels, ISIJ international, Vol 35 (1995), No. 8, pp. 937-945
- [6] H.E. McGannon, The making, shaping and treating of steels, 9th ad. 1971
- [7] H. J. Jun, Effects of TMP and accelerated cooling on continuous cooling transformation and microstructure in low carbon HSLA steels with/without B, Proc of 2nd int conf on thermomechanical processing of steels, Liege, Belgium, 2004, pp 319-325.
- [8] H.I. Aaronson, Bainite viewed three different ways, Metall. Trans, 21A, 1990, 1343-1380
- [9] W. Steven and A. J. Haynes, JISI 183 (1956) pp 349-359
- [10] H.K.D.H Bhadeshia, Bainite in steels 2nd ed., Cambrige press, 2001, pp. 117-128
- [11] S.B. Singh and H.K.D.H. Bhadeshia, Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels, Mat. Sci. and Eng. A245, 1988, 72-79