

압력용기용 강의 석출거동과 인장특성에 미치는 오스테나이트화 온도 및 냉각속도의 영향

신재웅 · 이상민 · 김용진 · 이상우[†]
금오공과대학교 신소재공학부

Effects of Austenitizing Temperature and Cooling Rate on Precipitation Behavior and Tensile Properties of Pressure Vessel Steels

Jae Woong Shin, Sang Min Lee, Yong Jin Kim, Sang Woo Lee[†]

Department of Advanced Materials Science and Engineering, Kumoh National Institute of Technology,
Gumi 39177, Korea

Abstract The effects of austenitizing temperature and cooling rate on precipitation behavior and tensile properties were investigated in an Mn-Mo-Nb-V pressure vessel steel. During austenitizing, it was shown that the austenite coarsening was somewhat suppressed by undissolved NbC. After cooling from austenitizing, the microstructure of all the steels mainly consisted of upper bainite. However, the steel comprised a little lower bainite and martensite in the case of aqua oil quenching from 1000°C, which would be due to increased hardenability by partly dissolved Nb and comparatively large austenite grains. The average size of NbC in austenite at higher temperature was analyzed to be smaller than that at lower temperature because of the more dissolution. It was found that the NbC did not grow much during fast cooling from austenitizing. Meanwhile, the NbC grew much during slow cooling, probably due to wide temperature range of cooling and sufficiently long time for NbC to grow. It was conjectured the V precipitates newly formed and/or grew during cooling from austenitizing and during tempering. On the other hand, the formation of NbC was almost completed before tempering and little more precipitated during tempering. Among the tempered steels, the steel which was fast cooled from 1000°C showed the highest tensile strength, which seemed to come from the microstructure of fine upper bainite and some low temperature phases as well as the comparatively fine NbC precipitates.

(Received January 4, 2015; Revised January 7, 2015; Accepted January 12, 2015)

Key words : Pressure vessel steel, Austenitizing temperature, Cooling rate, Extraction residue analysis, Precipitation, Tensile strength

1. 서 론

최근 BRICS를 위시한 신흥국가들의 급속한 산업화와 기술의 고도화에 따라 저온, 고온 및 고압 환경에서 사용되는 다양한 압력용기의 제작에 필요한 강재의 수요가 증가하고 있으며, 사용 강재의 기계적 특성, 가공성, 내식성 및 경제성에 대한 요구 또한 엄격해지고 있다. 특히 원자력, 화력 플랜트 등은 발전효율을 높이기 위하여 증기의 온도와 압력은 점차 높아지고 있으며, 압력용기 등 구조물의 대형화와 함께 사용되는 압력용기용 강재는 점점 더 후물화되고

있다[1-2].

일반적으로 압력용기용 강재는 사용환경에 적합한 물성을 확보하기 위하여 열간압연된 후판을 오스테나이트화(austenitizing)하여 공냉하거나 수냉한 후에 템퍼링하는 공정으로 제조된다. 이러한 강판으로 압력용기를 제작한 다음에는 용접후열처리(Post Weld Heat Treatment) 공정을 거치게 된다. 오스테나이트화 온도는 적절한 오스테나이트 결정립 크기(AGS, austenite grain size)를 확보하기 위해서 엄격히 제한되고 있으며 일반적으로 900°C 범위에서 설정된다[3-4]. 또한 대형 화학 플랜트 및 원자력 발전 설비

[†]Corresponding author. E-mail : sangwoo@kumoh.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

에 사용되는 압력용기용 강재는 두께가 200 mm 이상인 극후물 강판이므로 적절한 열처리 공정을 설정하지 못한다면 사용환경에 필요한 물성을 확보하기 어렵다. 따라서, 극후물 강판의 개발에 있어서 오스테나이트화 온도 및 냉각속도에 따른 인장특성 등의 물성 변화에 대한 자료를 확보하는 것은 매우 중요하다.

본 연구에서는 상용 Mn-Mo계 압력용기용 강강의 강도를 향상시키기 위해 니오븀(Nb)과 바나듐(V)을 미량 첨가한 강에서, 추출잔사분석(extraction residue analysis)을 통해 오스테나이트화 온도 및 냉각속도에 따른 Nb 및 V의 석출거동을 열처리 단계별로 정량적으로 분석하고, 이러한 석출거동을 포함한 미세조직의 변화가 열처리 후 강재의 인장특성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편제작 및 열처리

실험에 사용된 강은 진공용해한 50 kg의 주괴(ingot)를 25 mm 두께로 열간압연한 강판이며, 사용된 강의 화학성분을 Table 1에 나타내었다. 강판의 중심부 온도를 기준하여 10°C/min의 속도로 900°C 및 1000°C로 가열하여 30분간 유지한 후에 공냉(normalizing)하거나 수용성 오일(aqua oil)을 사용하여 유냉(aqua oil quenching) 하였고, 냉각이 종료된 강판을 600°C에서 1시간 동안 템퍼링 하였다. 본문에서는 열처리에 따른 강판을 구분하기 위하여, 900°C 및 1000°C에서 오스테나이트화 한 강판의 표기에는 각각 “9” 및 “10”를 포함하였고, 오스테나이트화 후 공냉되거나 유냉된 강판의 표기에는 각각 “N”과 “Q”를 포함하였다. 한편 공냉 또는 유냉 후 템퍼링된 강은 각각 “NT” 또는 “QT”로 표기하였다(한 예로 900°C로 오스테나이트화 한 후에 공냉하고 템퍼링한 강은 “9NT”로 표기).

2.2 추출잔사분석

각각의 열처리 단계에서 석출물과 용질상태로 존재하는 합금원소에 대한 정성정량분석을 위하여, Fig. 1에 나타난 바와 같이 오스테나이트화 후(WQ), 냉각 종료 후(N, Q), 템퍼링 후(NT, QT) 등 세 가지 상태에서 시료를 채취하여 추출잔사분석(extraction

Table 1. Chemical composition of the steel used in this study (wt.%)

Alloying elements				
C	Si	Mn	Cr+Ni+Mo	V+Nb
0.17	0.19	1.40	≥1.0	≥0.01

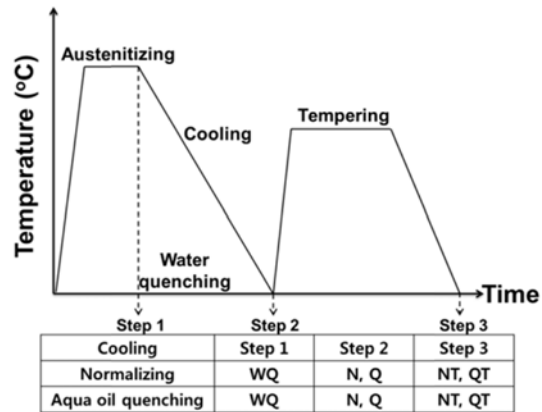


Fig. 1. Schematic showing the three steps during heat treatment process where the extraction residue analyses were carried out (WQ: water quenching, N: normalizing, Q: aqua oil quenching, NT: normalizing and tempering, QT: aqua oil quenching and tempering).

residue analysis)을 수행하였다. 추출잔사분석에서 시료의 용해방법은 전기화학적 용해법과 화학적 용해법을 사용하였다. 전기화학적 용해에서는 5%-HCl 수용액에 침적된 시료에 200~500 mA의 정전류를 인가하여 시료를 완전용해 시켰고, 화학적 용해에서는 왕수(aqua regia)를 사용하여 시료를 완전용해 시켰다. 용해가 완료된 후에 채취한 용액은 100 nm 크기의 구멍(pore)을 가진 멤브레인 필터(membrane filter)로 여과시켜 잔사와 용액으로 분리하였다. 추출된 잔사는 X-선 회절기(Rigaku/SWXD)와 투과전자현미경(TEM: JEOL/JEM 2100)을 이용하여 석출물의 종류와 크기를 분석하였다. X-선 회절(XRD) 분석에서는 추출된 잔사에 대해 40 keV의 Cu-K α 선을 1°/min의 속도로 조사하였고, TEM 분석에서는 잔사를 탄소-폼바 코팅그리드(carbon-formvar coated grid)에 올려 200 kV의 가속전압으로 석출물을 관찰하였다. 또한 전기화학적 용해법에서 잔사 외에 여과된 용액에 대해 ICP-OES(Varian/720-ES) 분석을 하여 총 첨가량 대비 석출물 및 용질 상태로 존재하는 V 및 Nb의 분율을 측정하였다.

2.3 미세조직 및 인장특성

열처리 시 오스테나이트 결정립 크기(AGS)를 조사하기 위하여 오스테나이트화 후 물로 급냉시킨 강판을 70°C의 포화피크린산(saturated picric acid) 수용액으로 식각하여 광학현미경으로 관찰하였다. 또한 오스테나이트화 후의 냉각속도에 따른 강판의 미세조직을 조사하기 위하여 템퍼링 전의 강판을 통상의 방법으로 연마 후에 3% 나이탈(nital)로 식각하여 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 모든 시료는 강판의 압연방향에 수직인 L-T(longitudinal-transverse) 면의 t/4 부위에서 채취하였다. 인장특성 평가를 위하여 템퍼링이 끝난 강판을 압연방향에 수직인 방향(transverse direction)으로 절단한 시료를 ASTM E8/E8M(subsize) 규격으로 시편을 가공한 후에 10⁻³/s의 변형속도로 상온에서 인장시험 하였다[5].

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 2는 오스테나이트화 후에 물로 급냉시킨 강판의 광학현미경 조직사진으로서 오스테나이트의 형상과 크기를 나타내고 있다. 일반적으로 단순탄소강은 1000°C 온도에서 30분간 유지 시 50 μm 이상의 결정립 크기를 지니고 1050°C 이상의 온도에서 급격한 결정립 성장이 일어난다고 보고되고 있다[6]. 본 연구에서 사용된 강판에서 관찰된 오스테나이트의 결정립 크기는 900°C에서는 11.6 μm였고, 1000°C에서는 23.2 μm로 약 2배 증가하였으나 단순탄소강에

비해 그 크기는 더 미세하였다. V-석출물은 Nb-석출물에 비하여 고온에서의 용해도가 높아 오스테나이트화 시 대부분 용해되어 오스테나이트 결정립 미세화 효과를 나타내지 못하나 Nb-석출물은 고온에서 용해도가 낮아 오스테나이트 결정립을 미세화시키는 효과가 크다고 알려져 있다[7]. 따라서 Nb 첨가로 열간압연 상태에서 존재했던 Nb-석출물이 오스테나이트화 시에 완전히 용해되지 않고 잔류하여 오스테나이트 결정립의 조대화를 억제한 것으로 판단된다.

템퍼링 전 강판의 광학현미경과 주사전자현미경을 사용하여 관찰된 미세조직 사진을 각각 Fig. 3 및 Fig. 4에 나타내었다. 공냉 강판에서는 오스테나이트화 온도와 관계없이 조대한 형상의 상부 베이나이트(upper bainite)가 관찰되었다. 반면 유냉 강판에서는 900°C로 오스테나이트화 후 냉각된 시편에서는 조밀한 형상의 상부 베이나이트가 관찰되었고, 1000°C로 오스테나이트화 후 냉각된 시편에서는 미세한 상부 베이나이트 외에도 하부 베이나이트(lower bainite) 및 마르텐사이트(martensite)로 보이는 치밀한 조직상이 관찰되었다(Fig. 4(d)에 하부 베이나이트와 마르텐사이트를 각각 “LB”와 “M”으로 표기). 1000°C에서 유냉된 경우 저온변태 조직상인 하부 베이나이트 및 마르텐사이트가 관찰된 것은 900°C에 비해 성장된 오스테나이트 결정립과 오스테나이트화 시 용해된 용질상태의 Nb 등의 합금원소에 의해 오스테나이트의 경화능이 증가된 것에 기인하는 것으로 판단된다[8].

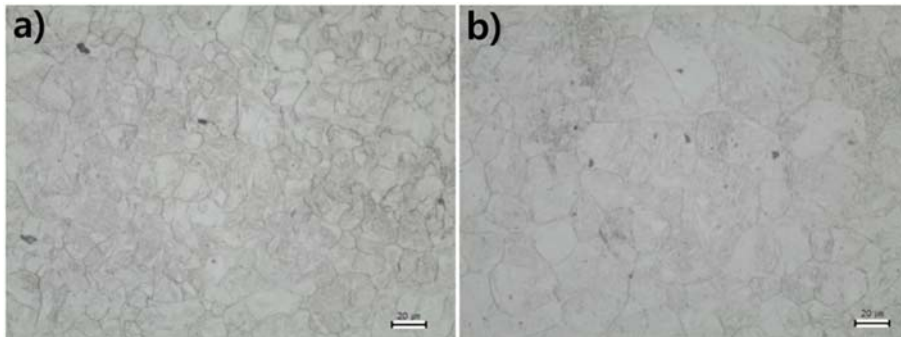


Fig. 2. Optical micrographs showing the morphologies of prior austenite grains in the water quenched steels after austenitizing at (a) 900°C and (b) 1000°C.

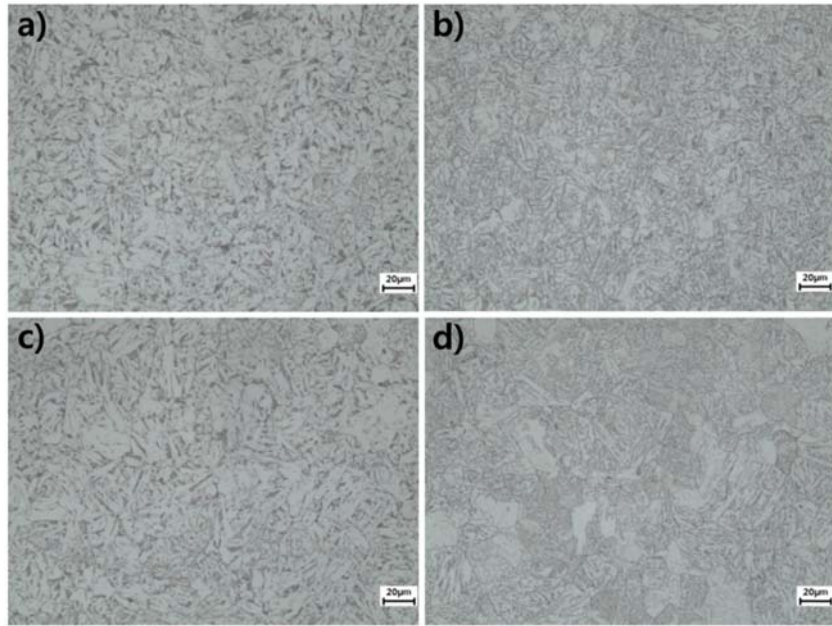


Fig. 3. Optical micrographs showing the microstructure of steels before tempering: (a) 9N, (b) 9Q, (c) 10N, (d) 10Q.

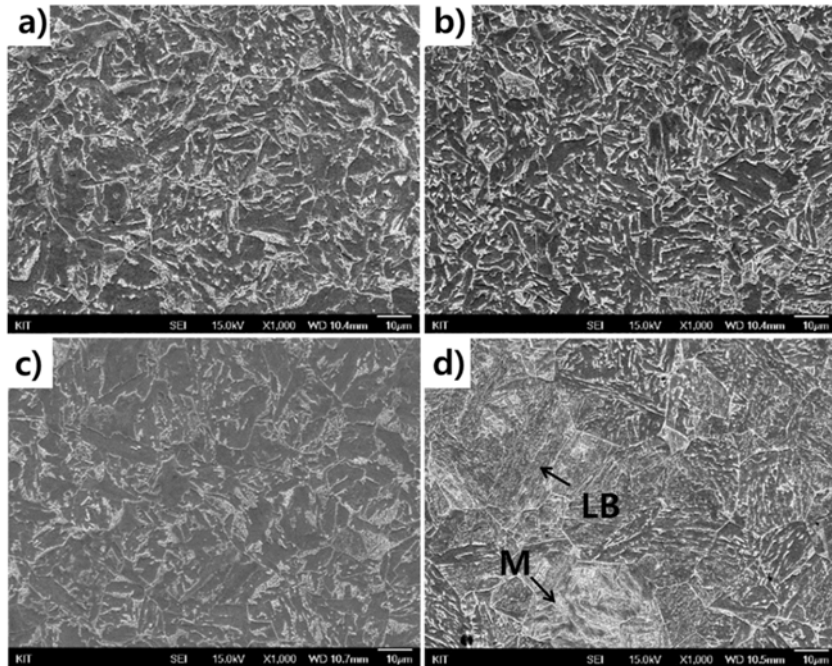


Fig. 4. SEM micrographs showing the microstructure of steels before tempering: (a) 9N, (b) 9Q, (c) 10N, (d) 10Q.

3.2 추출잔사분석

Fig. 5에 템퍼링 후의 시료에서 전기화학적 용해법으로 추출된 잔사에 대한 X-선 회절(XRD) 스펙트럼

을 나타내었다. XRD 분석결과, 각각의 시료에서 추출된 잔사에서는 시멘타이트 피크 만이 관찰되었고 다른 석출물의 피크는 검출되지 않았다. 이는 550°C

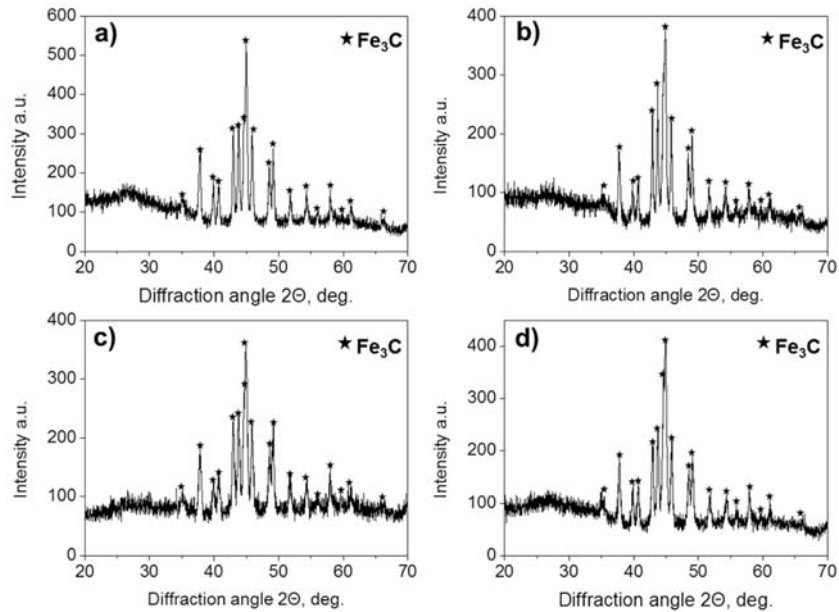


Fig. 5. XRD spectra obtained from the residues extracted by electrochemical dissolution method: (a) 9NT, (b) 9QT, (c) 10NT, (d) 10QT.

이상의 온도에서 템퍼링 시 Cr 및 Mo의 석출물이 석출한다고 보고[9]된 것과는 다소 상이한 결과이나, XRD 분석결과 상으로 볼 때 본 연구에서 사용된 강의 조성과 열처리 조건에서는 Cr 및 Mo의 석출물이 생성되지 않은 것으로 판단하였다. 한편 V 및 Nb의 석출물 피크 역시 Fig. 5의 XRD 스펙트럼에서 검출되지 않았으나, 후술할 ICP-OES 분석결과에서는 열처리에 따라 Nb 및 V의 석출거동이 변화하였으므로(Fig. 9 참조), 이들 석출물에 대한 분석을 위하여 화학적 용해법에 의한 잔사분석을 수행하였다.

템퍼링 후의 시료에서 화학적 용해법으로 추출한 잔사에 대한 XRD 스펙트럼을 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6에서 보듯이 XRD 스펙트럼에서는 NbC 피크만이 나타났으며 V-석출물의 피크는 검출되지 않았다. V-석출물에 대한 TEM 관찰의 경우 V-석출물은 매우 미세하여 V 첨가량이 0.06%인 경우에는 관찰되지 않고 0.12%이상 첨가 시에 관찰되었다고 보고된 바 있다[10]. 이로 보아 V-석출물은 매우 미세하여 검출되지 않았거나 필터링되지 않았을 가능성이 있다고 판단된다.

템퍼링 전과 후의 석출물의 크기를 TEM/EDS 관찰을 통하여 측정하였다. 석출물 관찰결과 중에서

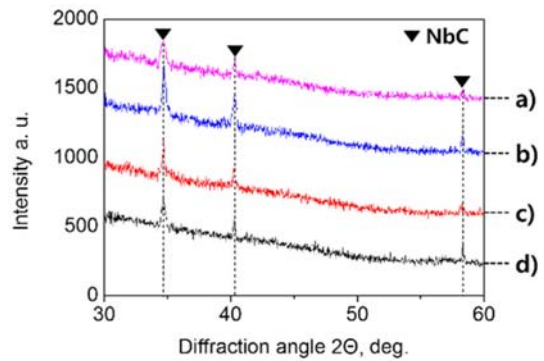


Fig. 6. XRD spectra obtained from the residues extracted by chemical dissolution method: (a) 10QT, (b) 9QT, (c) 9NT, (d) 10NT.

Fig. 7은 템퍼링 후 시편에서 화학적 용해법을 이용하여 추출된 잔사로부터 얻은 입자들에 대한 대표적인 TEM 사진과 제한시야 회절도형(SADP: selected area diffraction pattern)이다. TEM/EDS 분석결과, 대부분의 석출물은 NbC로 확인되었으며 이러한 사진들로부터 템퍼링 전과 후의 NbC의 크기를 측정하였고, 그 결과를 XRD 피크로부터 계산된 크기와 비교해 보았다.

Fig. 8은 템퍼링 후 시편의 XRD 스펙트럼에 나타

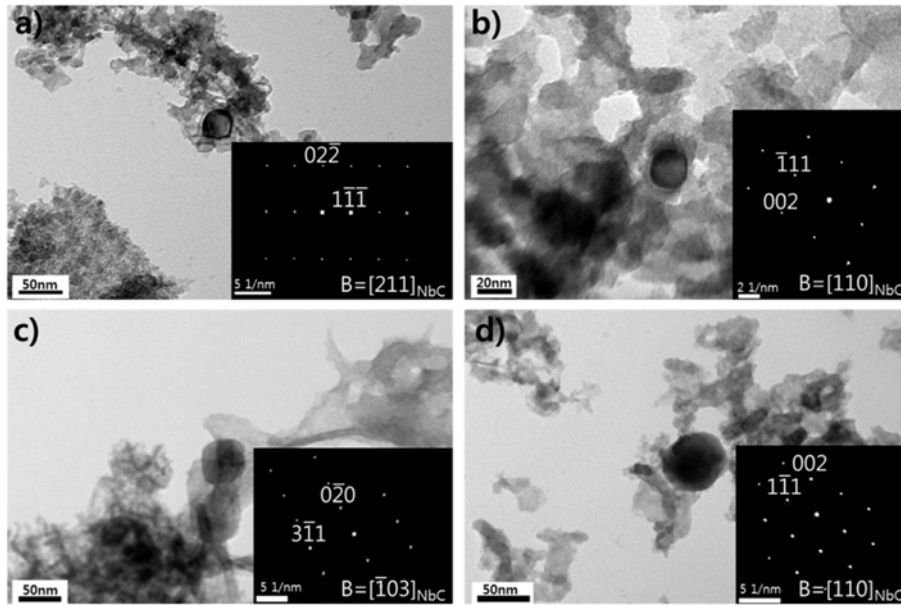


Fig. 7. TEM images and SADP showing the NbC precipitates in the extracted residues obtained by chemical dissolution method: (a) 9QT, (b) 10QT, (c) 9NT, (d) 10NT.

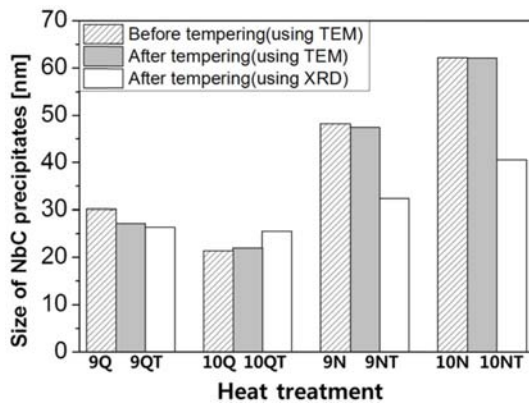


Fig. 8. Measured and calculated sizes of NbC precipitates before and after tempering obtained by TEM and XRD analysis.

난 NbC 피크의 반가폭(FWHM, full width at half maximum)을 측정한 후 Scherrer 식[11]을 이용하여 계산된 NbC의 직경과 TEM 사진으로부터 측정된 석출물의 평균 크기를 비교하여 도시하였다. Scherrer 식을 이용하여 계산된 NbC의 크기는 TEM 측정 시 관찰된 NbC의 크기와 다소 차이가 나지만 그 경향은 TEM 측정결과와 유사한 것으로 나타났다. TEM을 이용한 NbC 크기 측정결과, 모

든 시편에서 템퍼링 전과 후의 크기 변화는 뚜렷하게 나타나지 않은 것으로 보아 템퍼링 동안에 일어나는 NbC의 성장은 미미한 것으로 판단된다. 한편 냉각속도가 느린 경우(9NT 및 10NT)가 냉각속도가 빠른 경우(9QT 및 10QT)보다 NbC의 크기가 조대한 것으로 보아 NbC는 냉각 중에 성장한다는 것을 알 수 있다. 또한 냉각속도가 빠른 경우 NbC는 오스테나이트화 온도가 높을 때(10QT)가 오스테나이트화 온도가 낮을 때(9QT)보다 다소 미세한 경향을 보이지만, 냉각속도가 느린 경우 NbC는 오스테나이트화 온도가 높을 때(10NT)가 오스테나이트화 온도가 낮을 때(9NT)보다 더 조대한 것으로 나타났다. 이 결과로 보아 오스테나이트화 온도가 높은 경우에는 낮은 경우보다 열간압연 상태에 존재하던 NbC가 더 용해되어 크기가 더 미세하지만, 그 후 냉각속도가 느린 경우에는 고온에서 냉각될 때가 저온에서 냉각될 때보다 냉각 중에 성장할 시간이 더 길어지므로 NbC는 오스테나이트화 온도가 높을 경우(10NT)가 오스테나이트화 온도가 낮을 경우(9NT)보다 더 조대해지는 것으로 판단된다. 반면 냉각속도가 빠른 경우에는 냉각 중에 NbC가 성장할 시간이 상대적으로 짧으므로 냉각 후 NbC의 크기는 오스테나

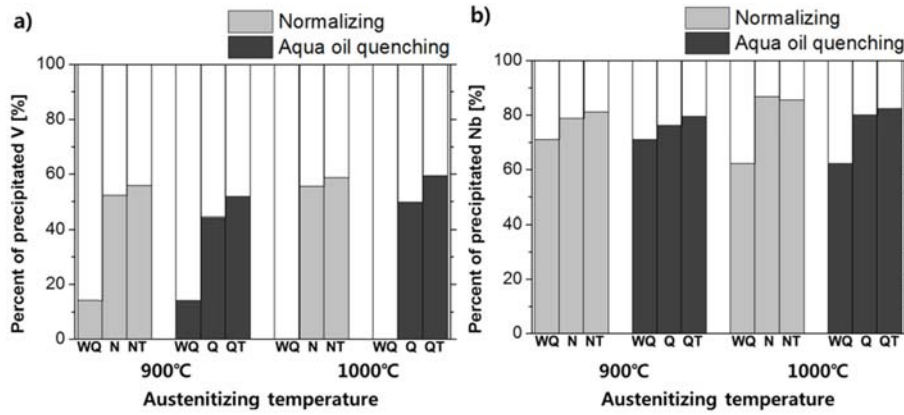


Fig. 9. Variations of the percent of precipitated and solute (a) V and (b) Nb with heat treatment condition for the steels.

이트화 상태에서의 크기와 같은 경향을 보여 오스테나이트화 온도가 높을 때(10QT)가 오스테나이트화 온도가 낮을 때(9QT)보다 더 미세한 것으로 판단된다.

열처리 과정 중 오스테나이트화 후(WQ), 냉각종료 후(N, Q), 템퍼링 후(NT, QT) 등 세 단계의 시료에 대해 전기화학적 용해법을 적용하여 얻은 용액을 ICP-OES 분석하여 구한 총 첨가량 대비 석출 및 용질 상태로 존재하는 V 및 Nb의 분율을 각각 Fig. 9(a)와 (b)에 나타내었다. Fig. 9(a)에서 보듯이 V는 900°C 오스테나이트화 시 80% 이상 용질상태로 존재하였으며 오스테나이트화 온도가 1000°C로 상승함에 따라 100% 용해된 것으로 분석되었다(WQ 참조). 모든 경우 오스테나이트화 후 냉각되는 동안에 석출이 진행되는 것으로 나타났다. 이로 미루어 1000°C 오스테나이트화 후 냉각 중에 생긴 V-석출물은 새로운 핵생성으로 생긴 것이며, 900°C 오스테나이트화 후 냉각 시에는 미용해 석출물의 성장과 새로운 석출이 함께 일어나는 것으로 판단된다. 또한 오스테나이트화 후 냉각과정에서 생긴 V-석출물의 분율은 공냉한 경우(N)가 유냉한 경우(Q)에 비하여 더 많았다. 이로 보아 냉각속도가 늦을 때에는 오스테나이트화 시 존재하던 용질 V가 냉각과정 중 석출하기에 충분한 시간이 있었고, 냉각속도가 빠를 때에는 용질 V가 석출하기에 충분한 시간이 존재하지 않았던 것으로 판단된다. 유냉 후 템퍼링된 경우(QT)에는 추가적인 석출이 일어난 것으로 분석되었는데, 이는 냉각속도가 빠를 때에는 용질상태의 V는 충분히 석출되지 않았다가 템퍼링 시 새로운 석출 및

성장이 일어나기 때문이라 생각된다. 반면 공냉 후 템퍼링된 경우(NT)에는 추가적인 석출이 미미한 것으로 보아 냉각속도가 느릴 때에는 용질상태의 V가 냉각 시에 충분히 석출되어 템퍼링 시에는 더 이상 석출이 일어나지 않는 것으로 판단된다.

Fig. 9(b)에서 보면 Nb는 900°C 오스테나이트화 시에 약 30% 용질상태로 존재하였으며 오스테나이트화 온도가 1000°C로 상승함에 따라 40% 가량 용질상태로 존재하는 것으로 분석되었다(WQ 참조). Nb의 경우에는 오스테나이트화 온도가 높을 때(1000°C)는 낮을 때(900°C)보다 냉각 중에 더 많은 Nb의 석출이 진행되며, 특히 오스테나이트에 존재하던 용질 Nb는 공냉되는 경우(N)가 유냉되는 경우(Q)에 비하여 냉각 중에 더 많은 양이 석출되었다. Fig. 8에서 보았듯이 1000°C에서 공냉되는 경우에는 유냉된 경우에 비해 NbC가 더 조대해지는 것으로 나타났다. 이로 보아 오스테나이트화 온도가 높을 때, 냉각속도가 느릴 경우에는 빠르게 냉각되는 경우보다 냉각 중 성장할 수 있는 온도구간이 크고 시간이 길어서 냉각되는 동안 오스테나이트에 있던 미용해 NbC의 성장이 더 많이 일어나는 것으로 판단된다. 반면 V와는 달리 템퍼링 시 Nb의 추가적인 석출거동은 미미한 것으로 나타났다. 그 이유는 템퍼링 온도와 시간이 NbC의 석출 또는 성장이 더 일어나기에 충분하지 않은 조건이었기 때문이라 판단되며, 이는 Fig. 8에 나타난 바와 같이 템퍼링 전과 후에 NbC의 크기 변화가 나타나지 않은 결과를 뒷받침해 준다.

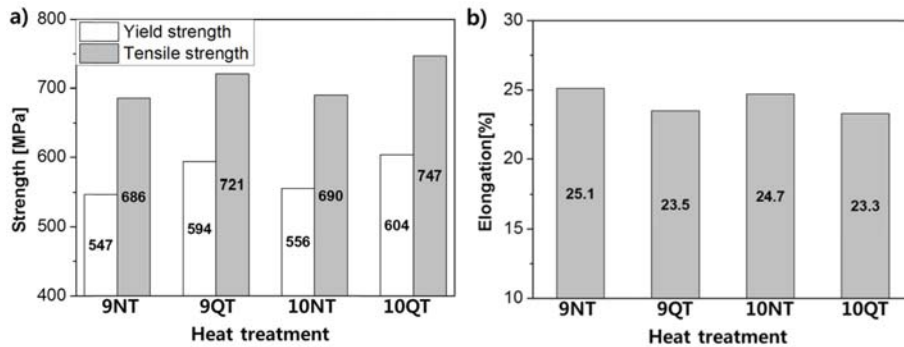


Fig. 10. Variations of tensile properties with heat treatment condition: (a) yield and tensile strength, (b) elongation.

3.3 인장특성

Fig. 10에 템퍼링된 강판의 항복강도 및 인장강도, 그리고 연신율을 도시하였다. 오스테나이트화 온도가 같을 경우, 공냉강판(NT)에 비하여 유냉강판(QT)이 35~57 MPa 만큼 더 높은 강도를 나타내었고, 연신율은 감소하였으나 강도상승에 비해 연신율의 감소는 크지 않은 것으로 나타났다. 공냉강판(NT)은 상대적으로 느린 냉각속도에 의하여 형성된 조대한 형상의 베이나이트와 조대한 NbC로 인하여 유냉강판(QT)에 비해 인장강도가 저하되는 것으로 판단된다. 또한 유냉강판의 경우, 오스테나이트화 온도가 1000°C인 경우(10QT)에는 900°C인 경우(9QT)에 비해 인장강도가 26 MPa 만큼 높게 나타났다. 이는 3.1절에서 논의되었듯이 1000°C에서 오스테나이트화 될 때 존재하는 미용해된 NbC에 의해 오스테나이트의 조대화가 억제되고, 용질상태의 Nb에 의해 경화능이 증대되어 냉각 시에 주요 조직상인 상부 베이나이트가 미세하게 생성되고, 아울러 저온변태 조직상인 하부 베이나이트 및 마르텐사이트가 나타났기 때문으로 판단된다. 또한 Fig. 8에서 보듯이 유냉강판(QT)에 존재하는 NbC의 크기는 공냉강판(NT)에 비해 미세하므로 이로 인한 석출강화의 효과도 강도상승에 기여하였다고 판단된다. 한편 V-석출물은 관찰하지 못하였으나 Fig. 9(a)에서 보았듯이 오스테나이트화 후 냉각 시와 템퍼링 동안에 V의 석출이 진행된 것으로 보아 V-석출물 또한 강도 상승에 기여했을 것으로 추론된다.

4. 결 론

Mn-Mo계 압력용기용 강에 Nb 및 V가 첨가되었

을 때 오스테나이트화 온도 및 냉각속도가 석출거동 및 인장특성에 미치는 영향을 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 오스테나이트화 시 용해되지 않은 NbC 입자에 의해 오스테나이트 결정립의 조대화가 억제되는 것으로 판단되었다. 또한 모든 강에서 냉각 후의 주요 조직상은 상부 베이나이트였으나 1000°C 오스테나이트화 후 유냉되었을 때에는 하부 베이나이트 및 마르텐사이트가 일부 생성되었다. 이는 다소 성장된 오스테나이트와 일부 용해로 생긴 용질상태의 Nb에 의해 오스테나이트의 경화능이 증대되었기 때문으로 판단되었다.

2. 추출된 잔사에서 V-석출물은 관찰하지 못하였으며 NbC는 화학적 용해법에 의한 잔사에서 검출되었다. 오스테나이트화 온도가 높을 때에는 낮을 때에 비하여 열간압연 상태에 존재하던 NbC가 더 용해되어 그 크기가 더 미세하고, 그 후 냉각속도가 빠를 때에는 성장이 적지만 냉각속도가 느린 경우에는 냉각 중 성장할 수 있는 온도구간이 크고 시간이 길어서 NbC가 더 크게 성장하는 것으로 추론되었다.

3. ICP 분석을 이용하여 검출된 용질상태의 V 및 Nb의 관찰결과, V의 경우에는 오스테나이트화 온도에 따라 새로운 석출 또는 미용해된 석출물의 성장이 일어나고, 냉각속도가 빠른 경우에는 템퍼링 시 추가적인 석출이 일어난 것으로 분석되었다. 반면, Nb의 경우에는 오스테나이트화 후 냉각과정에서 NbC의 성장은 거의 완료되고 템퍼링 동안의 추가적인 석출은 미미한 것으로 분석되었다.

4. 템퍼링된 강판 중에서 1000°C에서 유냉한 강판(10QT)의 인장강도가 가장 높은 것으로 나타났다.

이는 경화능 증대에 따른 상부 베이나이트의 미세화와 저온 조직상의 생성, 그리고 미세한 NbC에 의한 것으로 판단되었다.

감사의 글

본 연구는 2013년도 금오공과대학교 교내학술연구비 지원으로 수행되었습니다.

References

1. I. W. Han and S. T. Hong : Journal of KWJS, 28(2) (2010) 125.
2. KSM : Pressure vessel steel, 4-5.
3. ASTM standard A20/A20M-04a.
4. B. O. Kim and O. Y. Lee : J. of the Korean Society for Heat Treatment, 25(3) (2012) 121.
5. ASTM standard E8/E8M.
6. Y. Huo, B. Wang, J. Lin, Y. Jiang and J. Zhou : Indian Journal of Engineering & Materials Sciences, 21 (2014) 371-378.
7. Arindam Sarkar and Swayambhu Panda : Bachelor of Technology (2012) 17.
8. H. K. D. H. Bhadeshia : The Institute of Materials, 2nd ed, Cambridge (2001) 63.
9. Mehran Maalekian : CDL/ESOP, October (2007) 25-29.
10. T. Onizawa, T. Wakai, M. Ando and K. Aoto : Nuclear Engineering and Design, 238 (2008) 408-416.
11. P. Scherrer : Nachr. Ges. Wiss. Göttingen, 26 (1918) 98-100.