

## 비조질강의 경도 자기제어에 미치는 합금원소의 영향

조기섭 · 권 훈<sup>†</sup>

국민대학교 신소재성형기술연구소

### Effect of Alloying Elements on Hardness Self-Control of Non-Heat-Treatable Steels

Ki Sub Cho and Hoon Kwon<sup>†</sup>

Center for Advanced Materials and Technology, kookmin University, Seoul 136-702, Korea

**Abstract** Transformation behavior and hardness change were studied in five kinds of self-control steels; standard, high V, modified Ni, W, and high C-Ni steels. In the cooling rates of 10-100°C/min, the primary ferrite and bainite were formed, and the amount of the former increased with decreasing cooling rate. The bainite transformation temperature, Bs, was measured as 570, 560, 590, 575, and 565°C in experimental steels, respectively, which was similar to the calculated temperature. The self-control, that is, the consistency in hardness, was observed, in which the hardness increased with the decrease in Bs. In the case of hot compression testing, the lower temperature deformation led to the enhancement in hardness.

(Received March 6, 2017; Revised March 15, 2017; Accepted March 24, 2017)

**Key words** : Non-heat-treatable steels, Self-control, Alloying element, Bainite

#### 1. 서 론

고강도와 고인성이 요구되는 자동차부품 및 건설기 계용 유압장치부품 등에는 중탄소 S45C 등의 조질 열처리강이 사용되고 있으나, 단면적이 큰 부품의 경우는 중심부까지 충분한 경화가 되지 않아 고강도, 고인성을 이룰 수 없을 뿐만 아니라 열처리에 따른 막대한 에너지소모라는 문제가 제기되고 있다.

따라서 조질열처리가 필요없이 열간단조후 냉각하여 바로 사용할 수 있는 강(비조질강)의 개발이 추진되어 왔다. 기존의 비조질강은 중탄소 V함유강(0.20-0.50C, 0.03-0.20V)으로, 단조후 공냉시 미세한 V(CN)가 페라이트기지에 석출되어 페라이트기지를 강화시켜 강도를 확보할 수 있다[1-5]. 그러나 이들 단순 비조질강은 냉각속도가 늦어지면 조대한 페라이트-펄라이트 조직이 생성되므로 강도의 증가가 어려울 뿐만 아니라 인성이 감소하는 단점이 있다. 그러므로 강도와 인성을 동시에 확보하기 위해서는 가열 및 단조온도, 냉각속도 등의 단조조건을 엄밀하게 제

어하여야 하며, 특히 냉각속도의 엄밀한 제어를 위해서는 전용 냉각콘베이어를 설치해야 하는 문제점이 있다.

상기와 같은 문제는 열간단조만이 아니라, 제어압연으로 제조되는 샤프트, 로드 부품용의 비조질강에서도 동일하며, 제어압연법은 저온압연으로 기계적성질을 향상시키는 우수한 기술이나, 압연온도를 관리하기 위한 생산성저하가 문제가 되고 있다.

한편, 일본의 Aichi철강에서는 열간단조의 특별한 관리나 제어압연을 하지 않아도 조질강보다도 우수한 기계적특성을 확보할 수 있는 자기제어 비조질강인 페라이트-베이나이트 조직의 베이나이트강을 개발한 바 있다[6, 7]. 자기제어 비조질강은 아래와 같이 냉각속도가 늦어지더라도 각 상의 분율 및 경도(강도)의 변화로 자기제어에 의해 경도의 항상성을 유지할 수 있다.

- (1) 냉각속도 저하 → 페라이트의 양 증가 → 미변태 오스테나이트의 탄소함량 증가 → 베이나이트 변태온도 저하 → 베이나이트 자체 경도 증가

<sup>†</sup>Corresponding author. E-mail : hkwon@kookmin.ac.kr  
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

- (2) 냉각속도 저하 → 페라이트의 양 증가 → 페라이트내에 VC의 석출에 의한 강화효과 → 페라이트의 경도감소 억제
- (3) 냉각속도 저하 → 베이나이트의 양 감소, 페라이트의 양 증가 → 베이나이트 경도증가, 페라이트의 VC 석출강화 → 경도감소 억제 → 경도 자기제어

본 연구에서는 5종류의 비조질강의 합금설계를 하였으며, (1) Dilatometer에 의한 냉각곡선에 따른 상변태, (2) 냉각속도에 따른 경도변화, (3) Gleeble 시험기에 의한 열간압축 및 냉각속도에 따른 경도변화 등을 관찰함으로써 경도의 자기제어에 대한 분석을 하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 합금설계

- (1) 표준강 및 high V강 : 자기제어 비조질능의 제 1 기본 합금원소인 V(0.15, 0.30 wt%) 함량 변화
- (2) Ni강 : Mn 함량 0.5 wt%, 유사한 효과 및 인성증가 가능성 있는 Ni 2 wt% 첨가
- (3) W강 : Mo 대신 유사한 효과가 있는 W 0.4 wt% (무게비 2배이므로 Mo 함량의 2배 첨가) 첨가
- (4) High C-Ni강 : 탄소함량 높은 0.35 wt% 강 분석 - 인성이 매우 저하될 것이므로 1.5 wt% Mn 대신 0.5 wt% Mn과 2 wt% Ni 복합첨가

진공용해하였으며, 5종류의 합금조성은 Table 1과 같다. 잉곳은 1250°C에서 조압연후 공냉하였으며, 그리고 1100 및 1200°C로 재가열한후 50% 압연하였다.

### 2.2 실험분석

#### 2.2.1 Dilatometer에 의한 냉각곡선 : 상변태

직경 3 mm, 길이 10 mm의 시편을 빠른 속도로 가열하여 1100°C에서 5분 오스테나타이징한 후, 10-1000°C/min의 냉각속도 범위에서 냉각하면서 열팽창 및 수축의 곡선을 얻었다. 이것을 분석하여, 페라이트 및 베이나이트 변태양상을 추적하였다. 그리고 미세조직을 관찰하여, 변태양상을 확인하였다.

#### 2.2.2 냉각속도에 따른 경도

냉각된 dilatometer 시편의 단면으로부터 미세조직을 관찰하고, 마이크로비커스경도(Hv)를 측정하여, 냉각속도에 따른 경도의 변화를 분석하였다.

#### 2.2.3 Gleeble 시험기에 의한 열간변형 및 냉각속도에 따른 경도

직경 10 mm, 높이 20 mm의 시편을 1100 및 1200°C로 가열하여 50 및 80% 압축한 후, 10-80°C/min로 냉각하였다. 그리고 로크웰(HRC)경도를 측정하여, 열간변형 온도 및 정도 그리고 냉각속도의 영향을 분석하였다.

Table 1. Chemical composition of experimental steels (Wt Pct)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al	N	Bs (°C) Calculated
Spec. Designation	0.10-0.30	0.05-0.50	0.80-2.00	0.30-1.50	0.05-0.50	0.05-0.50	0.002-0.060	0.008-0.020	
Standard	0.25	0.30	1.51	0.50	0.21	0.15	0.056	0.015	575
High V	0.23	0.30	1.52	0.49	0.21	0.29	0.067	0.015	580
Ni-mod	0.23	0.31	Mn 0.51 Ni 1.90	0.48	0.20	0.15	0.047	0.015	600
W-mod	0.24	0.33	1.49	0.49	W 0.33	0.15	0.045	0.010	580
High C-Ni	0.35	0.31	Mn 0.52 Ni 1.95	0.48	0.20	0.15	0.050	0.010	565

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 냉각속도에 따른 변태양상

냉각속도에 따른 변태양상 및 경도변화를 추적하기 위해 dilatometer를 이용하여 열팽창의 변화양상을 분석하고, 미세조직을 관찰하였다. 빠른 속도로 가열하여, 1100°C에서 5분간 오스테나이트화한 후, 10-1000°C/min의 냉각속도 범위에서 시험하였다. 표준강(0.25C)과 high C-Ni강은 500°C, 나머지 강들은 1000°C/min 이상에서 각각 마르텐사이트 변태가 상당히 발생하였다. 따라서 마르텐사이트 변태가 거의 발생하지 않는 냉각속도 범위에서의 곡선을 분석하였다.

##### 3.1.1 냉각곡선

Fig. 1은 냉각속도에 따른 전형적인 열팽창 변화곡선을 보여주고 있다. 냉각속도가 느린 (a)의 경우는, 고온영역에서 primary 페라이트의 형성이 상당히 진행됨으로써 뚜렷한 팽창이 있는 후, 오스테나이트로 탄소가 확산됨으로써 고탄소의 오스테나이트는 변태되지 않고 계속 수축하게 된다. 그리고 저온영역에서 베이나이트 변태로 뚜렷한 팽창이 있지만 다시 곡률이 변하는 곡선을 나타낸다. 중간 냉각속도인 (b)의 경우는, 고온영역에서 약간의 primary 페라이트 형성으로 곡률의 변화가 있는 후, 저온영역에서 베이나이트 변태로 뚜렷한 팽창을 나타내거나 곡률이 변하는 곡선을 나타낸다. 빠른 냉각속도인 (c)의 경우는 거의 primary 페라이트를 형성하지 않고, 저온영역에서 베이나이트 변태로 뚜렷한 팽창을 일으키는 곡선을 나타낸다.

##### 3.1.2 베이나이트 변태온도 (Bs)[8]

Table 1의 Bs 온도는 아래 식(1)에 의한 계산치를 나타내는 것이며, 실제온도를 측정하기 위해 Fig. 1과 같은 열팽창곡선을 분석하였다.

$$Bs \approx 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (\text{wt}\%) \quad (1)$$

Fig. 1은 high V강의 냉각곡선으로 냉각속도에 따른 상변태를 전형적으로 보여주고 있다. 여기서 Bs 온도는 냉각곡선의 기울기로부터 접선을 그려 얻게

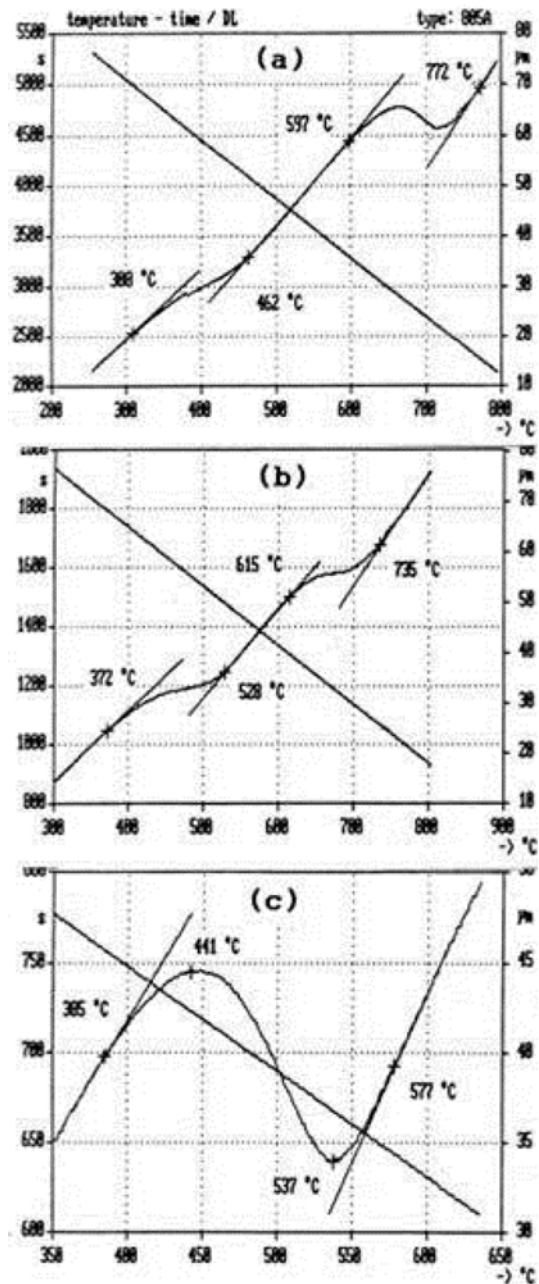


Fig. 1. Cooling curves of high V steel in dilatometer testing, showing the typical shape according to cooling rate: (a) slow cooling; (b) medium cooling; (c) fast cooling.

되는데, 고온영역에서 primary 페라이트가 형성되는 경우, 베이나이트의 변태가 생기는 온도인 Bs 온도도 변하게 된다.

Fig. 2는 냉각속도에 따른 베이나이트 변태온도 (Bs)를 나타내고 있다. Bs 온도는 냉각속도가 어느 이상의 범위에서, 거의 일정한 값을 나타내며, 이때의 평균치를 Bs 온도로 잡으면, 표준강은 570°C, high V강은 560°C, Ni강은 590°C, W강은 575°C, high C-Ni강은 565°C로 나타났다. High V강을 제외하고는 10°C 범위에서 약간 낮은 값이나, 접선을 그릴 때의 오차를 감안하면, 계산치와 거의 일치하는

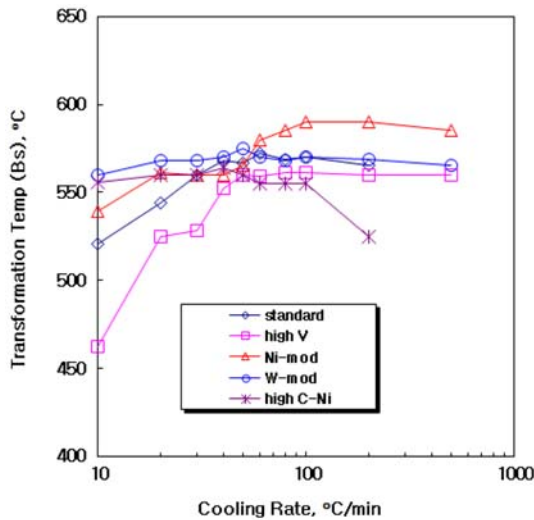


Fig. 2. Effect of cooling rate on Bs temperature.

값이다. 계산치의 경우 V에 대한 자료가 없어서 계산에 포함되지는 않았으나, V도 Bs 온도를 낮추는 역할을 하는 것으로 생각된다. 그리고 high V강의 경우, 실측치가 약 20°C 낮은 것도 V의 함량이 높기 때문인 것으로 볼 수 있다.

느린 냉각속도의 범위에서, Bs 온도는 강의 종류에 따라 차이를 나타낸다. 이것은 primary 페라이트의 형성에 따른 베이나이트 변태전의 미변태 오스테나이트의 탄소함량의 증가와 관련되는 것이다. High C-Ni강은 10°C/min의 느린 냉각속도에서도 primary 페라이트의 형성이 억제되어 Bs 온도가 일정한 범위에 이르렀다. 이에 비해 high V강은 10°C/min에서는 Bs 온도가 460°C로 최고치인 560°C에 비해 100°C 정도 낮으며, 이것은 primary 페라이트가 상당히 형성됨으로써, 베이나이트 변태전의 미변태 오스테나이트의 탄소함량이 상당히 높아졌기 때문인 것으로 보인다. Bs 온도의 계산식으로 보면, 원래의 0.23 wt%에서 대략 0.4 wt% 더 높아진 0.63 wt%에 해당된다. V은 강한 페라이트 안정화원소로 페라이트의 형성을 촉진하는 역할을 하므로, high V강의 경우는 냉각속도가 비교적 빠른 40°C/min에 이르러서야 primary 페라이트의 형성이 억제되는 것으로 나타났다.

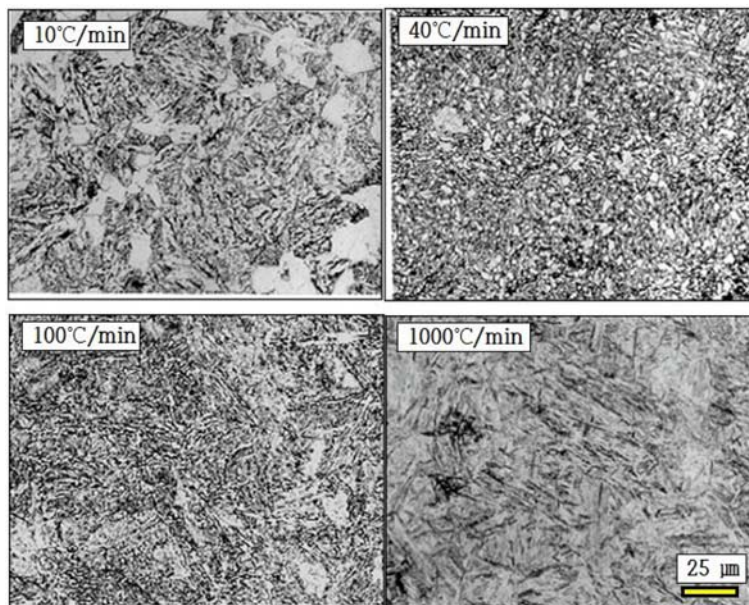


Fig. 3. Microstructure of the standard steel in the various cooling conditions after austenitizing at 1100°C.

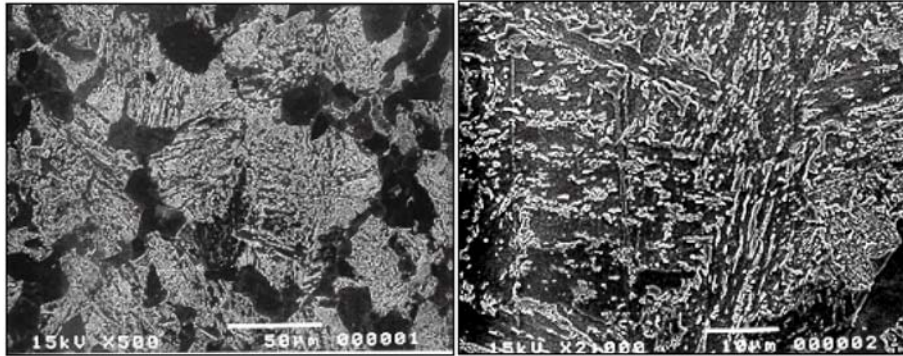


Fig. 4. SEM micrographs of the standard steel cooled at the rate of 20°C/min after austenitizing at 1100°C.

### 3.1.3 미세조직

Fig. 3은 표준강의 냉각속도에 따른 미세조직을 보여주고 있다. 10°C/min의 비교적 느린 냉각속도에서는 primary 페라이트가 오스테나이트 입계에서 생성하여 성장한 것을 보여주고 있다. 중간의 냉각속도인 40°C/min에서는 primary 페라이트의 크기 및 양이 상당히 줄어든 것을 볼 수 있다. 비교적 빠른 냉각속도인 100°C/min에서는 primary 페라이트는 거의 없이 베이나이트 조직을 나타내고 있다. 그리고 냉각속도가 매우 빠른 1000°C/min에서는 전체적으로 마르텐사이트 조직을 보여주고 있다. 다른 강들도 거의 같은 경향을 나타내었다.

Fig. 4는 20°C/min 조건의 미세조직을 SEM으로 관찰한 것이다.

저배율의 (a)에서는 페라이트가 검게 보인다. 그리고 (b)의 고배율에서는 베이나이트내의 시멘타이트를 보여주고 있다. 이러한 미세조직으로부터, 본 실험강은 대략 10-100°C/min의 냉각속도 범위에서는 주된 조직이 베이나이트이며, 냉각속도가 느린 범위에서는 primary 페라이트가 증가되는 양상을 나타낸다. 이와 같은 미세조직은 자기제어 비조질강의 기본적인 미세조직과 일치하는 것이다.

## 3.2 냉각속도 및 열간변형에 따른 경도변화

### 3.2.1 냉각속도의 영향

Fig. 5는 냉각속도에 따른 경도변화를 보여주고 있다. 냉각속도가 10-60°C/min 범위에서 일정하게 유지되는 high C-Ni강을 제외한, 다른 강들은 10-100 (200)°C/min의 넓은 냉각속도 범위에서 경도가 비교

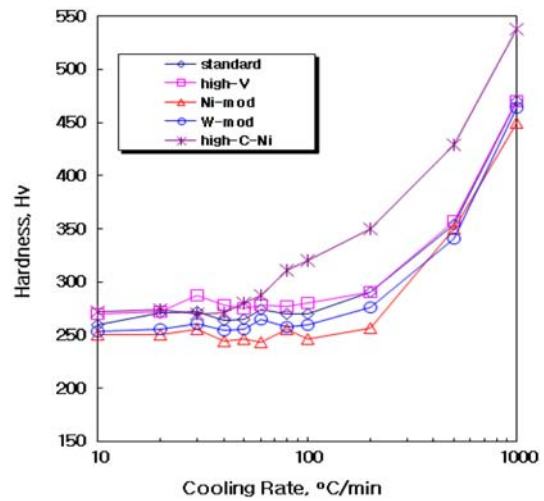


Fig. 5. Effect of cooling rate on hardness.

적 일정하게 유지되고 있는 것으로 나타났다. 표준강은 Hv 260-275(환산치[9] UTS, 820-865 MPa), high V강은 270-280(860-880 MPa), Ni강은 245-255(780-810 MPa), W강은 255-260 (810-820 MPa), high C-Ni강은 270-285(860-900 MPa)으로 나타났다.

Bs 온도가 가장 높은 Ni강이 경도는 가장 낮으며, Bs 온도가 낮은 high V강 및 high C-Ni강은 경도가 높은 것으로 나타났다. 즉 베이나이트 변태온도가 낮으면, 경도는 높아짐을 알 수 있다.

Fig. 6의 Aichi강의 경우도, Bs 온도가 낮아짐에 따라 강도가 증가함을 보여주고 있다. 이것은 베이나이트 변태온도가 낮아지면, 변태 strain이 증가되고 또한 베이나이트내의 시멘타이트가 미세해지기 때문인 것으로 생각된다.

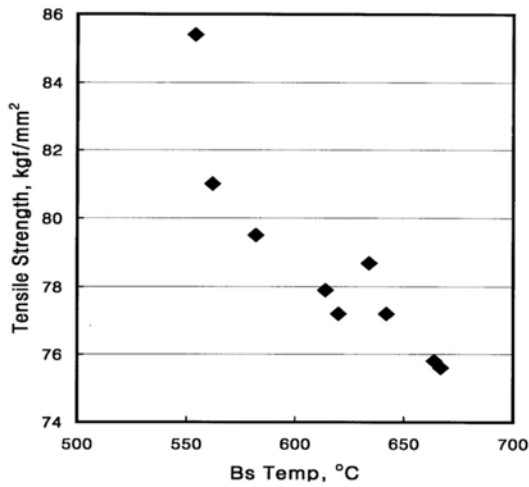


Fig. 6. Effect of Bs temperature on tensile strength in Aichi steels.

자기제어 비조질강의 가장 중요한 특성의 하나인, 냉각속도가 변해도 경도가 일정하게 유지되는 자기제어능은 앞에서도 언급하였듯이 다음과 같이 설명될 수 있다. 일반강의 경우는 냉각속도가 느리면 경도가 상당히 낮은 primary 페라이트가 형성되고 미변태 오스테나이트는 펄라이트로 변태된다. 반면에, 자기제어 비조질강은 베이나이트가 기본조직이고 냉각속도가 느린 영역에서는 primary 페라이트가 먼저 형성되지만, 펄라이트 대신에 베이나이트가 형성되므로 최종조직은 페라이트와 베이나이트의 복합조직이 된다. 그런데 V의 첨가로 페라이트내에 VC가 석출되어 강화효과를 나타냄으로써 페라이트의 형성에 의한 경도의 과도한 감소를 억제할 수 있다. 또한 페라이트의 형성량이 증가할수록 미변태 오스테나이트의 탄소농도가 증가되어 변태되는 베이나이트의 경도를 증가시킴으로써 페라이트의 형성에 따른 경도감소를 보상하게 된다. 따라서 냉각속도가 변화되어도 경도가 일정하게 유지되는 자기제어능을 나타내게 되는 것이다.

### 3.2.2 열간변형 및 냉각속도의 영향

열간변형 및 냉각속도의 영향을 분석하기 위해 Gleeble 시험기를 사용하였다. 1200 및 1100°C에서 각각 50% 또는 80% 압축변형한 후 10-80°C/min의 속도로 냉각시켰다.

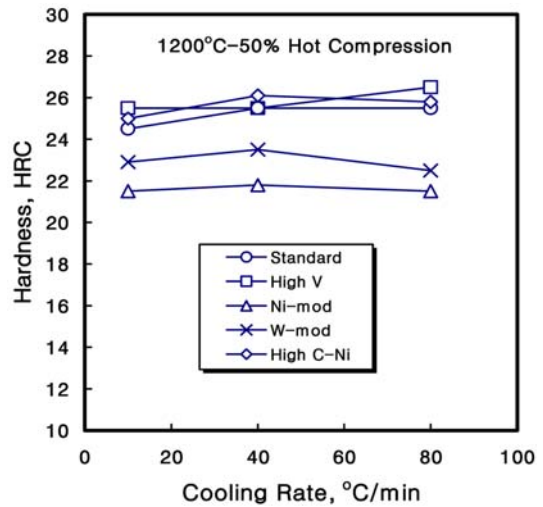


Fig. 7. Effect of cooling rate on hardness in the 1200°C-50% hot compression condition.

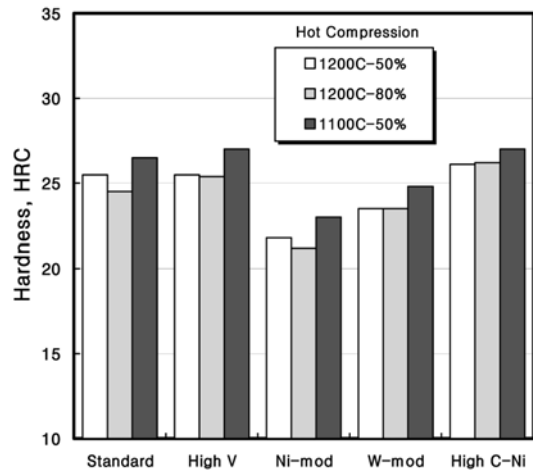


Fig. 8. Effect of hot compression condition on hardness.

Fig. 7은 1200°C에서 50% 변형후 냉각속도에 따른 경도의 변화를 보여주고 있다. 냉각속도에 따른 변화는 별로 없이 거의 일정한 경도를 나타내며, 표준강, high V강 및 high C-Ni강은 HRC 24-27 (Hv 260-280), Ni강 및 W강은 HRC 22-24(Hv 245-260)을 나타내고 있다. 이것은 dilatometer시험에서 재가열한 후 냉각속도에 따른 경도변화와 거의 같은 결과이며, 미세조직의 관찰결과도 별다른 차이를 나타내지 않았다.

Fig. 8은 열간변형 온도 및 변형량에 따른 변화를

보여주고 있으며, 열간변형후 냉각속도는 40°C/min 이다. 1200°C에서 50% 및 80%의 경우 거의 차이가 없었다. 한편 1200°C 및 1100°C에서 50% 변형량의 경우는, 상대적으로 저온인 1100°C에서 경도가 HRC 1-1.5 정도로 약간 증가되는 경향을 나타내고 있다. 따라서 경도의 증가는 재결정상태이므로 변형량과 관련된 것이라기보다는 변형온도의 저하에 따른 결정립의 미세화와 연관된 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

자기제어 비조질강의 조성을 기본으로 한 표준강 및 high V강, 합금성분을 개조한 Ni강, W강 및 high C-Ni강에 대한 변태양상 및 경도변화를 분석하였다.

1. Dilatometer에 의한 냉각곡선을 분석한 결과, 10-100°C/min 의 냉각속도에서는 primary 페라이트의 형성 및 베이나이트 형성이 주된 것으로 나타났으며, 냉각속도가 느릴수록 primary 페라이트의 양이 증가되었다.
2. 베이나이트 변태온도(Bs)는 합금강의 종류에 따라 약간의 차이를 나타냈다. 표준강은 570°C, high V강은 560°C, Ni강은 590°C, W강은 575°C, high C-Ni강은 565°C로 계산치와 거의 유사하였다.
3. High C-Ni강은 10-60°C/min, 다른 강들은 10-100°C/min의 냉각속도 범위에서 경도가 비교적 일정하게 유지되는 자기제어능을 나타냈다. 표준강은 Hv 260-275, high V강은 270-280, Ni강은 245-255, W강은 255-260, high C-Ni강은 270-285로 나타났다. Bs 온도가 가장 높은 Ni강의 경도는 가장 낮으며, Bs 온도가 낮은 high V강 및 high C-Ni강의 경도는 높은 것으로 나타났다.

4. 열간압축 모사실험으로, 1200°C에서 50 및 80% 변형시킨 경우, 재가열에 의한 오스테나타이징한 경우와 거의 같은 경도치를 나타냈다. 표준강, high V강 및 high C-Ni강은 HRC 24-27(Hv 260-280), Ni강 및 W강은 HRC 22-24(Hv 245-260)을 나타냈다. 1100°C에서 변형한 경우는 경도값이 HRC 1-1.5 정도 증가하는 것으로 나타났다.

#### 사 사

본 연구는 교육부지원 한국연구재단 대학중점연구소 지원 프로그램(NRF 2009-0093814)을 통해 이루어졌으며, 또한 POSCO 및 국민대학교 지원에도 감사드립니다.

#### References

1. Microalloyed Vanadium Steels, Proc. Inter. Symp. in Cracow, ed. by M. Korchynsky et. al, April 24-26, 1990.
2. K. Hase, K. Hoshino and K. Amano : Kawasaki Steel Technology Report, No. 47, Dec., 2002.
3. S. H. Park, S. G. Hong, Y. S. Chunc, Y. H. Lee and C. S. Lee : Mater. Sci. Eng. A, **550** (2012) 118-124.
4. A. N. Isfahany, H. Saghafian and G. Borhani : Journal of Alloys and Compounds, 509(9) (2011).
5. N. M. Ismail, N. A. A. Khatif, M. A. K. A. Kecik and M. A. H. Shaharudin : IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **114** (2016).
6. U.S. Patent 5,362,338.
7. 일본특허 : 공고; 特公平6-21319 공개; 特開平4-141546~141551, 4-176842.
8. H. K. D. H. Bhadeshia : Bainite in Steels, Inst. of Mater., (1992).
9. YAMAWA 기술자료 29.