

## STD 11 강의 오스테나이트화 온도에 따른 제 특성의 정량 분석

김조은\* · 주용후\* · 장우양\*\*†

\*조선대학교 대학원 첨단소재공학과, \*\*조선대학교 재료공학과

### Quantitative Analysis of Metallographic Characteristics with Austenitizing Temperature in STD 11 Steel

J.E. Kim\*, Y.H. Ju\*, W.Y. Jang\*\*†

\*Dept. of Advanced Materials, Graduate School, Chosun University, Gwangju 61452, Republic of Korea

\*\*Dept. of Metallurgy & Materials Engineering, Chosun University, Gwangju 61452, Republic of Korea

**Abstract** The effect of austenitizing temperature on the degree of carbides re-solutionizing, mean grain size, hardness and the volume fraction of retained austenite ( $V_\gamma$ ) etc., has been studied by means of metallography, X-ray diffractometry and hardness measurement in STD 11 tool steel. As austenitizing temperature increases, the amount of alloying elements which is re-dissolved into matrix increases, resulting in increase of  $V_\gamma$ , due to the chemical stabilization of austenite. The Vickers hardness value decreases with increasing austenitizing temperature, which is attributed to grain size as well the volume fractions of  $V_\gamma$  and carbides. Theoretical diffraction intensity of (200)  $\alpha'$ , (211)  $\alpha'$  (200)  $\gamma$  and (220)  $\gamma$  peaks obtained by  $\text{CuK}_\alpha$  characteristics X-ray ( $\lambda=0.15429$  nm) was calculated, and quantitative analysis of  $V_\gamma$  could be carried out by X-ray diffraction method. The resultant value is well coincided with the value obtained by image analysis method. When the quenched specimen is tempered above 200~400°C for 30 min, the transition carbides i.e., MC and  $\text{M}_2\text{C}$  in the size of about 20 nm begin to precipitate at 300°C.

(Received August 25, 2017; Revised September 1, 2017; Accepted September 6, 2017)

**Key words** : STD 11 steel, Austenitizing temperature, Retained austenite, Metallographic characteristics, X-ray diffractometry

## 1. 서 론

냉간 프레스 가공에서 금형 소재로 사용되는 STD 11 강에서 열처리에 의해 원하는 미세조직 및 기계적 성질을 얻기 위해서는 기본적으로 QT처리 - 퀴칭 (Quenching) 및 템퍼링 (Tempering) -를 실시한다. 그러나 STD 11 강은 1.5% 내외의 C와 탄화물 형성원소인 Cr, Mo 및 V 등을 소량 함유하고 있기 때문에 기지에는 많은 양의 복합탄화물들(주로  $\text{M}_7\text{C}_3$ )이 존재하고 있다[1]. 따라서 이러한 복합탄화물들을 분해하여 합금원소의 형태로 고온상인 오스테나이트 기지에 재고용하는 오스테나이트화 (Austenitizing) 처리는 매우 중요한 열처리 공정이다. 오스테나이트화 처리과정에서 재고용되는 합금원

소의 양은 오스테나이트 기지의 화학조성을 결정하게 되며 이러한 기지의 화학조성은 이후 실시되는 퀴칭 및 템퍼링에 의해 나타나는 미세조직 및 상변태 특성에 큰 영향을 미치게 된다[2-4].

특히 퀴칭 후 오스테나이트의 화학적 안정화에 의해 오스테나이트  $\rightarrow \alpha'$  마르텐사이트 변태가 일어나지 않아 유효경도값에 미달하거나 또는 사용 중에 부품의 치수 변화를 초래하게 되는 잔류 오스테나이트의 생성 유무는 냉각속도뿐만 아니라 오스테나이트 처리 조건 즉 가열온도 및 유지시간에 의해 영향을 받는다[2, 5, 6]. 또한 오스테나이트화 처리 조건이 부적절하면 오스테나이트가 잔류할 뿐만 아니라, 2차 복합탄화물의 양 또는 평균 결정립 크기 등도 동시에 변하기 때문에 오스테나이트 처리 조건에 따

†Corresponding author. E-mail : wyjang@chosun.ac.kr  
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

른 미세조직의 변화는 반드시 정량적으로 분석하여야 할 사항으로서 이를 통해 열처리 현장에서는 적절한 QT처리 조건을 확립하고 피열처리품의 품질관리와 신뢰성을 확보할 수 있다.

본 연구에서는 냉간 프레스 금형강으로 사용되는 STD 11 강에서 여러 오스테나이트화 처리 온도에 따른 복합탄화물의 재고용(Resolutionization) 정도, 평균 결정립 크기, 경도 및 상변화를 화상분석 및 X-선 회절법 등으로 측정·비교하여 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 오스테나이트화 처리 온도의 영향을 규명하고자 하였다. 또한 퀴칭 후 저온 템퍼링 온도에 따른 미세 탄화물의 석출 거동을 조사하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에 사용된 합금은 냉간 프레스 금형공구강인 STD 11 강으로서 화학조성은 Table 1과 같다.

오스테나이트화 처리는 환봉( $\phi=30$  mm) 상태의 STD 11 강을  $t=2$  mm로 절단하고 스테인레스 포일로 밀봉하여  $2 \times 10^{-3}$  torr의 진공 분위기의 수평형 관상로에서 1,020, 1,040, 1,060 및 1,080°C에서 40분간 가열하여 오스테나이트화 처리한 후 실온의 냉각제(물+퀵유)에 급냉하였다. 템퍼링 처리는 퀴칭한 시편들을 200, 300 및 400°C에서 30분 동안 유지한 후 공냉하였다.

탄화물의 크기 및 형상, 결정립 크기, 상변화 등을 조사하기 위하여 Perchloric acid(1 Pt.+Butylcellosolve(2 Pt.)+Ethanol(7 Pt.) 혼합용액에서 전해연마한 후 10% Nital 또는 Super picral로 에칭하여 광학현미경, 전계주사전자현미경 및 원자현미경 등으로 관찰하였다.

X-선 회절시험은 파장( $\lambda$ )이 0.15429 nm인  $\text{CuK}\alpha$  특성 X-선을 사용하였으며 관전압 40 kV, 관전류 30 mA 및 주사속도  $0.5^\circ/2\theta/\text{min}$ 로  $2\theta=30^\circ\sim 120^\circ$ 의 범위에서 실시하였다. 잔류 오스테나이트 체적분율은 마르텐사이트의 (200) $\alpha'$ , (211) $\alpha'$  피크, 오스테나이트의 (200) $\gamma$  및 (220) $\gamma$  피크들의 이론 적분강도

(R)를 구하여 X-선 회절시험으로부터 얻어진 실제 적분강도(I) 와의 비(I/R)를 ASTM E-975에서 제안한 식[7]에 의해 계산하였다.

열처리 조건에 따른 시편들의 경도값을 비교하기 위하여 비커스 경도시험기를 이용하여 각 시편들의 경도값을 측정하였으며 사용된 압자는 피라미드형 다이아몬드, 시험하중은 50 kg, 하중 유지시간은 15초이었다. 경도값은 5회 측정하여 평균값을 취하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 As-received STD 11 강의 미세조직

오스테나이트화 처리 이전인 as-received 상태의 STD 11 강의 미세조직 및 X-선 회절시험 결과는 Fig. 1과 같다. As-received 상태에서 STD 11 강은 페라이트 기지에 구형 또는 다각형 상의 크기가 다른 탄화물들이 석출되어 있다. 기지에서 관찰되는 10  $\mu\text{m}$  내외의 조대한 탄화물은 응고 중에 정출하는 초정 탄화물이며 1~2  $\mu\text{m}$  크기의 탄화물들은  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{M}_7\text{C}_3$  공석반응에 의해 석출한 공석 탄화물로 판단된다[1]. Fig. 1의 미세조직에 나타난 평형상들을 확인하기 위하여 X-선 회절시험을 실시하였으며 그 결과를 나타낸 Fig. 2의 회절도형으로부터  $\alpha$ -ferrite,  $\text{M}_3\text{C}$  및  $\text{M}_7\text{C}_3$  복합 탄화물들로 확인되었다.

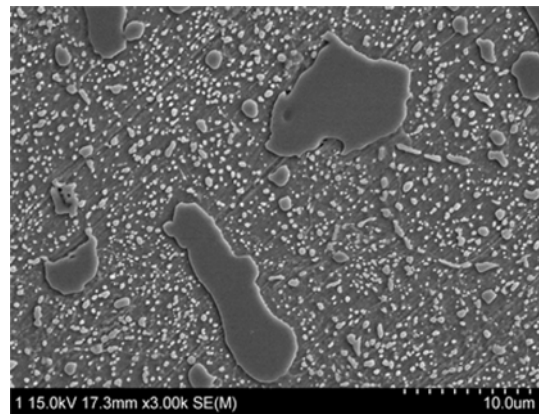


Fig. 1. FESEM micrograph of as-received STD 11 steel.

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Fe
1.472	0.241	0.250	0.025	0.001	0.175	11.312	0.829	0.141	0.248	Bal.

한편, 기지에 나타난 복합탄화물들을 EDS로 분석한 결과 10 μm 내외의 1차 탄화물과 공석반응에 생성된 1 μm 내외의 2차 탄화물의 화학조성을 보면 M(=Fe, Cr, Mo, V) 및 C의 원자 백분율의 비가

대략 7:3으로서 이는 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>탄화물의 화학조성과 잘 일치하였다. 그러나 탄화물 중의 합금원소의 상대적인 양은 크게 다르게 나타났다. 즉, 1차 탄화물의 경우 Fe원자대비 탄화물 형성원소인 Cr, Mo 및 V의 농도가 높은 반면에 2차 탄화물에서는 Cr, Mo 및 V의 농도가 상대적으로 낮게 나타났으나 이는 탄화물 석출과정에서 분배계수의 차이인지 또는 EDS 분석의 오차인지는 확인할 수 없었다.

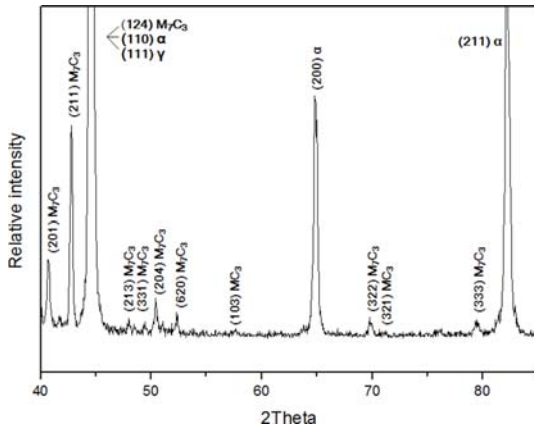
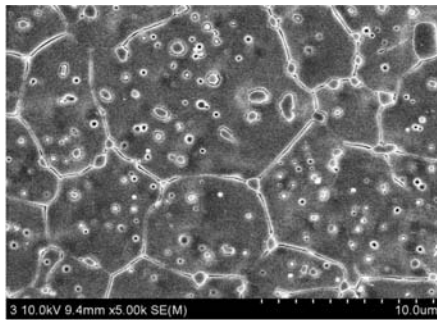


Fig. 2. X-ray diffraction patterns (2θ=40°~85°) of as-received STD 11 steel.

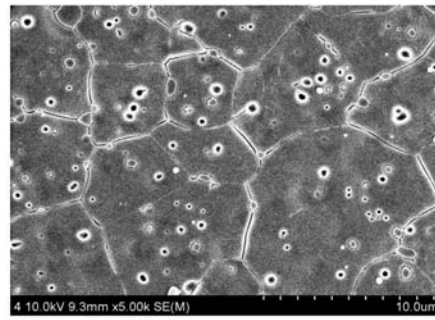
### 3.2 오스테나이트화 온도에 따른 미세조직 변화

Fig. 3은 Fig. 1 및 2와 같은 표준조직을 갖는 STD 11 강을 1,020, 1,040, 1,060 및 1,080°C 온도에서 각각 40분 동안 유지한 후 유냉한 시편들의 미세조직을 나타낸다.

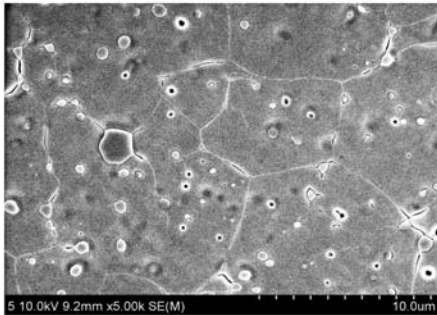
초정탄화물의 체적분율은 오스테나이트화 온도가 상승하더라도 큰 변화가 없었으나 공석탄화물의 체적분율은 오스테나이트화 온도가 상승함에 따라 감소하는 경향을 나타냈다. 오스테나이트화 온도에 따른 탄



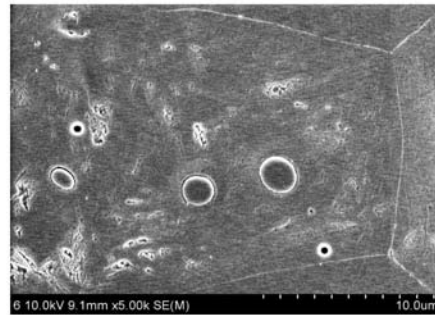
(a)  $\bar{D} = 4.3 \mu\text{m}$



(b)  $\bar{D} = 6.1 \mu\text{m}$



(c)  $\bar{D} = 7.5 \mu\text{m}$



(d)  $\bar{D} = 8.4 \mu\text{m}$

Fig. 3. FESEM micrographs and mean grain size ( $\bar{D}$ ) of STD 11 steel with austenitizing temperature; (a) 1,020°C × 40 min, (b) 1,040°C × 40 min, (c) 1,060°C × 40 min and (d) 1,080°C × 40 min.

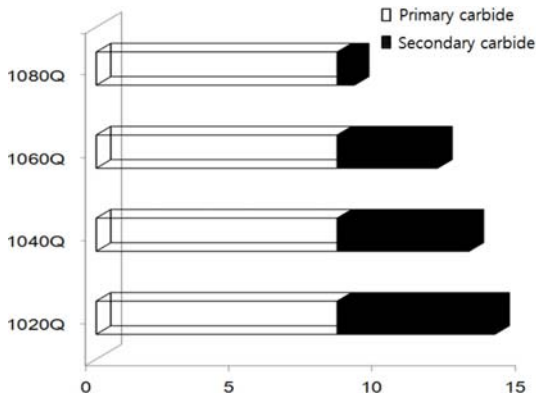


Fig. 4. Volume fraction of carbides with austenitizing temperature in STD 11 steel.

화물의 체적분률의 변화를 정량화하기 위하여 화상분석하였으 며 그 결과는 Fig. 4와 같다. 오스테나이트화 온도가 상승하더라도 초정탄화물의 체적분률은 8.4% 내외로 거의 변화가 없었다. 그러나 공석탄화물의 체적분률은 1,020°C에서는 5.5%, 가장 높은 온도인 1,080°C에서는 0.6%이었으며 이는 오스테나이트화 온도가 높을수록 공석탄화물의 분해에 의해 기지에 재고용되는 합금원소의 양이 증가[2, 6]함을 의미한다.

한편 오스테나이트화 온도에 따른 평균 결정립의 크기( $\bar{D}$ )는 오스테나이트화 온도가 상승함에 따라  $\bar{D}=4.3 \mu\text{m}$ 에서  $\bar{D}=8.4 \mu\text{m}$ 으로 증가하였다.

### 3.3 오스테나이트화 온도에 따른 잔류 오스테나이트의 체적분률 변화

퀵칭 후 나타나는 상변화 및 잔류오스테나이트의 체적분률을 조사하기 위하여 as-received 시편과 1,020, 1,040, 1,060 및 1,080°C에서 각각 40분 동안 오스테나이트화 처리한 후 유냉한 시편들에 대하여 X선 회절시험하였으며 그 결과는 Fig. 5와 같다. 모든 오스테나이트화 온도에서 bcc 구조의  $\alpha'$  마르텐사이트, fcc 구조의 잔류오스테나이트 그리고 복합탄화물인  $M_7C_3$ 에 대한 회절 도형들을 확인할 수 있었다. 그러나 이러한 상들의 상대적 적분강도는 오스테나이트화 온도에 따라 다르게 나타났다, 즉, 오스테나이트화 온도가 상승하면 탄화물 피크와 마르텐사이트 피크인  $(110)\alpha'$ ,  $(200)\alpha'$  및  $(211)\alpha'$  피크의 강도는 감소하고 오스테나이트 피크인  $(200)\gamma$  및

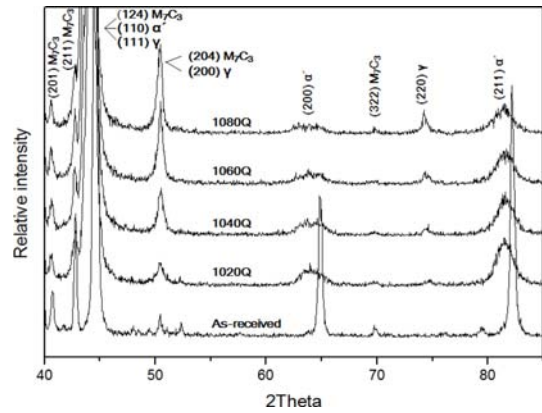


Fig. 5. X-ray diffraction patterns ( $2\theta=40^\circ\sim 85^\circ$ ) of STD 11 steel with austenitizing temperature.

$(220)\gamma$  피크의 강도는 증가하였다.

한편, 오스테나이트화 온도에 따른 잔류 오스테나이트의 체적분률을 정량화하기 위하여 Fig. 5의 X선 회절도형으로부터 마르텐사이트의  $(200)\alpha'$ ,  $(211)\alpha'$  피크, 오스테나이트의  $(200)\gamma$  및  $(220)\gamma$  피크들의 실제 적분강도(I)를 측정하였으며 그 결과는 Table 2와 같다.

또한 마르텐사이트의  $(200)\alpha'$ ,  $(211)\alpha'$  피크, 오스테나이트의  $(200)\gamma$  및  $(220)\gamma$  피크들의 이론 적분강도(R)는 구조산란인자( $IF^2$ ), 다중도( $\rho$ ), 로렌쯔-편광인자(LP), 온도인자( $e^{-2M}$ ) 및 단위격자의 체적( $v$ )과 관련된 값으로서 식 (1)로 표현된다[8]. 구조산란인자  $IF^2$ 은 Table 3의 원자산란인자  $f$ 로부터 구하는 값으로서 마르텐사이트 회절피크의 경우  $IF^2=4f^2$ , 오스테나이트 회절피크의 경우  $IF^2=16f^2$ 이다.

$$R^{hkl} = |F|^2 \cdot \rho \cdot LP \cdot e^{-2M} \cdot \frac{1}{v^2} \quad (1)$$

파장이  $\lambda=0.15429 \text{ nm}$ 인  $\text{CuK}\alpha$  특성 X-선을 사용하였을 때  $\alpha'$  마르텐사이트 및 오스테나이트의 주 회절면의 이론 적분강도를 구하는데 필요한 여러 인자들에 대한 계산값과 식 (1)를 이용하여 구한 이론 적분강도( $R^{hkl}$ )는 Table 3과 같다.

STD 11강과 같이 기지에 일정 양 이상의 탄화물이 있는 경우 잔류오스테나이트의 체적분률( $v_\gamma$ )은 식 (2)와 같다[7]. Table 2 및 3의 결과값들과 Fig. 4와 같이 화상분석에 의해 구한 탄화물의 체적분률( $v_c$ )을 식 (2)에 대입하여 오스테나이트화 처리 온도에

**Table 2.** Measured relative intensity of  $\alpha'$  martensite and austenite obtained by x-ray diffractometry

Austenitizing temperature (°C)	$I_{\alpha}^{hkl}$		$I_{\gamma}^{hkl}$	
	(200)	(211)	(200)	(220)
1,020	105.3488	189.1210	39.4452	18.5662
1,040	104.2559	186.0705	40.9572	20.9050
1,060	92.7285	165.3297	77.9318	39.8359
1,080	77.2004	137.5242	109.7734	56.1525

**Table 3.** Calculation of theoretical integrated intensity of (200) $\alpha'$ , (211) $\alpha'$ , (200) $\gamma$  and (220) $\gamma$

$hkl$	$\theta$	$\frac{\sin \theta}{\lambda}$	$\frac{1}{v^2}$	$\rho$	$ F ^2$	$LP$	$f$	$e^{-2M}$	$R_{\alpha}^{hkl}$
(200) $\alpha'$	32.02	0.34	0.001803	6	1168.3	4.999	17.09	0.9195	58.09
(211) $\alpha'$	40.71	0.42	0.001803	24	910.8	3.1701	15.09	0.8807	110.04
(200) $\gamma$	25.21	0.28	0.000459	6	5655	8.5655	18.8	0.9473	126.48
(220) $\gamma$	37.23	0.39	0.000459	12	3999.3	3.6774	15.81	0.8965	72.69

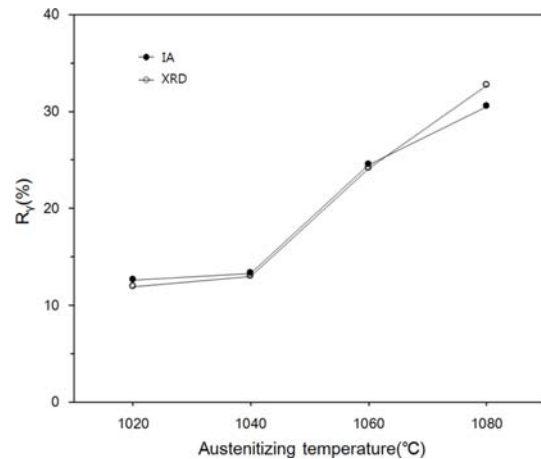
다른 잔류 오스테나이트의 체적분률( $v_{\gamma}$ )을 구하였다.

$$v_{\gamma} = (1 - v_{\alpha}) \frac{\frac{1}{2} \left\{ \frac{I_{\gamma}(200)}{R_{\gamma}(200)} + \frac{I_{\gamma}(220)}{R_{\gamma}(220)} \right\}}{\frac{1}{2} \left\{ \frac{I_{\alpha}(200)}{R_{\alpha}(200)} + \frac{I_{\alpha}(211)}{R_{\alpha}(211)} \right\} + \frac{1}{2} \left\{ \frac{I_{\gamma}(200)}{R_{\gamma}(200)} + \frac{I_{\gamma}(220)}{R_{\gamma}(220)} \right\}} \quad (2)$$

- 여기서  $v_{\gamma}$ : 잔류오스테나이트의 체적분률
- $v_{\alpha}$ : 탄화물의 체적분률
- I;  $\alpha$  및  $\gamma$ 상의 실제 적분강도
- R;  $\alpha$  및  $\gamma$ 상의 이론 적분강도

Fig. 6에 X-선회절법에 의해 구한 오스테나이트 체적분률을 미세조직 사진으로부터 화상분석에 의해 구한 값과 비교하여 나타낸다. X-선회절법에 의해 구한 값과 화상분석법에 의해 구한 값들이 거의 일치하였으며 전체적으로 오스테나이트화 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트의 체적분률은 증가하였다. 1,020°C에서 40분간 오스테나이트화 처리한 경우 잔류 오스테나이트는 12% 내외이었으며 1,060°C에서 급격히 증가하여 오스테나이트화 온도가 1,080°C로 상승하면 30% 내외로 증가하였다.

이와 같이 오스테나이트화 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트의 체적분률이 증가하는 이유는 오스테나이트화 온도가 높아지면 Fig. 3 및 4에서와 같이 기지의 복합탄화물로부터 분해된 C, Cr, Mo 및 V 등과 같은 합금원소가 재고용되기 때문이다. 즉 기지



**Fig. 6.** Change in the volume fraction of retained austenite of the STD 11 steel austenitized with austenitizing temperature.

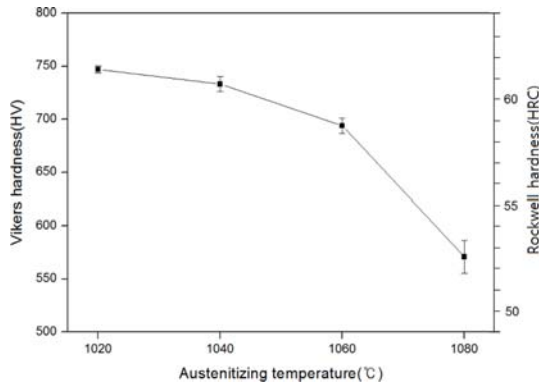
의 합금원소의 양이 증가하면 모상인 오스테나이트의 화학적 안정화가 일어나서 마르텐사이트 변태 개시 온도( $M_s$  온도)가 저하하여 쿨링 후에도 실온에 오스테나이트는 잔류하게 된다[9-12].

### 3.4 오스테나이트화 온도에 따른 경도변화

한편, 오스테나이트화 온도에 따른 경도 변화는 Fig. 7과 같으며 오스테나이트화 온도가 증가함에 따라 비커스 경도값은 HV=747에서 HV=571로 감소하였다. 이러한 비커스 경도값의 감소는 오스테나이트

트화 온도 상승에 따라 결정립이 조대화되고 잔류 오스테나이트의 체적분율이 증가하기 때문이다.

**3.5 저온 템퍼링에 의한 미세조직 변화**  
오스테나이트화 처리후 급냉에 의해 마르텐사이트

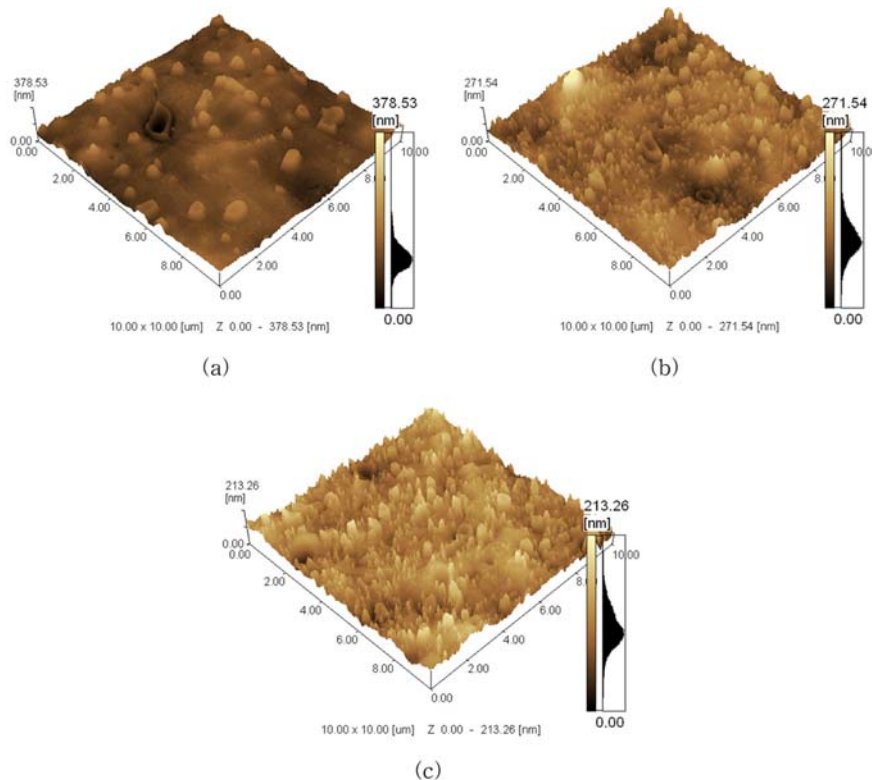


**Fig. 7.** Change in Vickers hardness value of STD 11 steel with austenitizing temperature.

또는 잔류 오스테나이트 기지에 재고용된 합금원소는 이후 템퍼링에 여러 종류의 탄화물의 형태로 다시 석출하게 된다.

퀸칭 후 저온 템퍼링에 의한 미세 탄화물의 석출 양상을 알아보기 위하여 1,040°C에서 오스테나이트화 처리한 시편을 액체질소에 침지하여 잔류 오스테나이트를 제거한 후 200~400°C에서 30분 동안 템퍼링하여 원자현미경으로 관찰하였으며 그 결과는 Fig. 8과 같다.

템퍼링 온도가 200°C인 경우에는 오스테나이트화 처리시 미고용된 2차 탄화물만 관찰되었으며 템퍼링에 의한 탄화물의 석출은 거의 일어나지 않았다. 그러나 300°C 템퍼링에서는 20~30 nm 크기의 탄화물이 석출하기 시작하여 템퍼링 온도가 400°C로 상승하면 함에 따라 체적분율은 증가하였으며 이러한 탄화물들은  $M_7C_3$ 탄화물을 형성하기 위한 중간 생성물인 탄화물로서 MC 또는  $M_2C$  천이탄화물로 판단된다[1, 13-14].



**Fig. 8.** AFM micrographs of STD 11 steel austenitized at 1,040°C, immersed in LN<sub>2</sub> for 24hrs, and then tempered at (a) 200, (b) 300 and (c) 400°C.

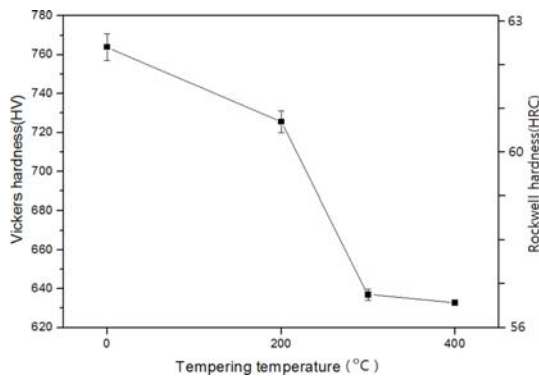


Fig. 9. Change in Vickers hardness value of STD 11 steel austenitized at 1,040°C with tempering temperature.

한편 Fig. 9는 Fig. 8과 같은 조건에서 QT 처리한 시편들의 비커스 경도값을 나타낸다. 템퍼링 이전에는 비커스 경도는 HV=764이었으나 템퍼링 온도가 200, 300 및 400°C로 높아지면 비커스 경도값은 각각 HV=726, 637 및 633으로 저하하였다.

#### 4. 결 론

냉간 프레스 금형강으로 사용되는 STD 11 강에서 복합탄화물의 재고용도, 평균 결정립 크기, 경도 및 잔류 오스테나이트 체적분률에 미치는 오스테나이트화 온도의 영향과 퀴칭 후 미세 탄화물 석출에 미치는 저온 템퍼링의 영향에 대하여 연구하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 오스테나이트화 온도가 상승함에 따라 주로 1~2  $\mu\text{m}$  크기의 공석탄화물로부터 분해된 합금원소의 기지로의 재고용량은 증가하였으며 이는 오스테나이트의 화학적 안정화를 초래하여 잔류 오스테나이트의 체적분률을 증가시켰다.
2. 오스테나이트화 온도가 상승함에 따라 경도는 저하하였다. 이러한 경도의 저하는 오스테나이트화 온도 상승에 따른 평균 결정립 크기, 잔류 오스테나이트 및 탄화물의 체적분률의 변화 등에 기인하였다.
3.  $\text{CuK}\alpha$  특성 X-선( $\lambda=0.15429 \text{ nm}$ )으로부터 얻은 (200) $\alpha'$ , (211) $\alpha'$  피크, 오스테나이트의 (200) $\gamma$  및 (220) $\gamma$  회절 피크의 이론 회절강도를 구하여 X-선

회절법에 의해 탄화물이 포함된 STD 11 강의 잔류 오스테나이트 체적분률을 정량하였으며 그 결과는 화학분석에 의해 구한 값과 잘 일치하였다.

4. 퀴칭 후 액체질소에서 크라이오 처리한 시편들을 200~400°C에서 각각 30분간 템퍼링한 결과 300°C 템퍼링에서 20 nm 내외의 MC 또는  $\text{M}_2\text{C}$  천이탄화물이 석출하기 시작하여 템퍼링 온도가 400°C로 상승함에 따라 체적분률은 증가하였다.

#### 후 기

본 연구는 2015년도 조선대학교 학술연구비 지원에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### References

1. W. D. Forgeng and W. D. Forgeng Jr. : ASM H/B Vol. 8(8th ed.), ASM Int'l, Ohio, (1980) 402-404.
2. Charlie R. Brooks, Principle of the Austenitization of Steels, Elsevier Applied Science, London (1992) 101-129.
3. D. Das and K. K. Ray : Mater. Sci. & Engr.(A), **541** (2012) 45-60.
4. V. G. Gavriljuk, V. A. Sirosh, Y. N. Petrov, A. I. Tyshchenko, W. Theisen, and A. Kortmann : Metall. Trans.(A), **45** (2014) 2453-2465.
5. S. Kahrobaee and M. Kashefi : J. of Mater. Engr. and Perform., **24**(3) (2015) 1192-1198.
6. H. J. Kim : Master Thesis, pp. 34-41, Chosun University, Gwangju (2013).
7. ASTM E975-03 (Reapproved 2008)
8. B. D. Cullity and S. R. Stock : Elements of X-ray Diffraction (3<sup>rd</sup> edition), Prentice Hall (2001) 158.
9. Z. Nishiyama : Martensitic Transformation, Academic Press, Inc., London (1978) 304-328.
10. S. Salunkhe, D. Fabijanic, J. Nayak and P. Hodgson : Mater. Today: Proc., **2**(4-5) (2015) 1901-1906.
11. K. Moore, and D. N. Collins : Key Engr. Mater., **86-87** (1993) 47-54.
12. H. G. Nanesa, M. Jahazi and R. Naraghi : J. of Mater. Sci., **50**(17) (2015) 5758-5768.
13. W. C. Leslie : The Physical Metallurgy of Steels, Hemisphere Publishing Corp., New York (1981) 226.
14. D. Das, A. K. Dutta and K. K. Ray : Mater. Sci. & Engr. (A), **527**(9) (2010) 2182-2193.