

# 오스테나이트화 온도 및 냉각 속도가 SCM415 저탄소강의 미세조직과 경도에 미치는 영향

이종언<sup>1</sup>, 이교명<sup>2</sup>, 차재원<sup>3</sup>, 박성혁<sup>4,#</sup>

## Effect of Austenitizing Temperature and Cooling Rate on Microstructure and Hardness of Low-carbon SCM415 Steel

J. U. Lee, G. M. Lee, J. W. Cha, S. H. Park

(Received June 23, 2022 / Revised July 6, 2022 / Accepted July 15, 2022)

### Abstract

In this study, variations in the microstructure and hardness of a low-carbon SCM415 steel with austenitizing temperature and cooling rate are investigated. When the austenitizing temperature is lower than the  $A_1$  temperature (738.8 °C) of the SCM415 steel, the microstructures of both the air-cooled and water-cooled specimens consist of ferrite and pearlite, which are similar to the microstructure of the initial specimen. When heat treatment is conducted at temperatures ranging from the  $A_1$  temperature to the  $A_3$  temperature (822.4 °C), the microstructure of the specimen changes depending on the temperature and cooling rate. The specimens air- and water-cooled from 750 °C consist of ferrite and pearlite, whereas the specimen water-cooled from 800 °C consists of ferrite and martensite. At a temperature higher than the  $A_3$  temperature, the air-cooled specimens consist of ferrite and pearlite, whereas the water-cooled specimens consist of martensite. At 650 °C and 700 °C, which are lower than the  $A_1$  temperature, the hardness decreases irrespective of the cooling rate due to the ferrite coarsening and pearlite spheroidization. At 750 °C or higher, the air-cooled specimens have smaller grain sizes than the initial specimen, but they have lower hardness than the initial specimen owing to the increased interlamellar spacing of pearlite. At 800 °C or higher, martensitic transformation occurs during water cooling, which results in a significant increase in hardness. The specimens water-cooled from 850 °C and 950 °C have a complete martensite structure, and the specimen water-cooled from 850 °C has a higher hardness than that water-cooled from 950 °C because of the smaller size of prior austenite grains.

**Keywords:** Low carbon steel, Austenitizing, Cooling rate, Microstructure, Hardness

## 1. 서론

자동차용 기어, 크랭크 축, 클러치 및 기계 구조물에 활용되는 소재는 우수한 인성과 내구성이 요구된다. 또한, 표면 마찰에 대한 내마모성이 우수해야 하는데 일반적으로 기계 부품용 강에서 뛰어난

인성, 우수한 내마모성, 높은 표면 경도를 얻기 위해 침탄법이 적용된다[1-3]. 이러한 침탄법은 표면에서 깊은 곳까지 높은 경도를 확보할 수 있다는 특징이 있어, SCM415 강종에 진공침탄법을 적용하여 자동차의 기어, 축, 핀과 같은 차량용 부품으로 많이 사용되고 있다.

기존의 열처리 기술인 단조 후 어닐링이나 노말라이징 열처리는 최종 부품의 가공성 향상, 우수한 기계적 물성 등을 확보하여 차량용 부품의 가격 경쟁력을 결정짓는데 중요한 공정이다[4, 5]. 이러한 열

1. 경북대학교 신소재공학부, 박사과정

2. 경북대학교 신소재공학부, 석사과정

3. 경북대학교 신소재공학부, 석사과정

4. 경북대학교 신소재공학부, 교수

# Corresponding Author : School of Materials and Engineering, Kyungpook National University. E-mail: sh.park@knu.ac.kr

ORCID : 0000-0001-5710-7878

처리 기술들은 표면 경화, 강도와 내마모성을 향상 시키는데 초점이 맞추어져 있고, 등은 어닐링 공정은 가공성 향상을 위한 페라이트, 펄라이트의 분율 제어, 기계적 물성의 균일성을 위한 페라이트/펄라이트의 층상 구조 제어 등을 목적으로 하고 있다[6, 7]. 철강의 특성상, 열처리 조건에 따라 매우 다양한 미세조직을 나타내므로 열처리 온도와 냉각 속도에 따른 미세조직 변화를 연구하는 것이 필요하다. 특히, SCM415 와 같은 저탄소강은 중탄소강이나 고탄소강에 비해 오스테나이트화 온도 및 냉각 속도 차이에 따른 상세한 미세조직 변화와 이에 따른 경도 변화에 대한 연구가 부족한 실정이다. 따라서, 본 연구에서는 0.15 wt%의 탄소함량을 가지는 SCM415 저탄소강에서 오스테나이트화 온도와 냉각 속도가 결정립 크기 및 페라이트, 펄라이트, 마르텐사이트 상분율에 미치는 영향과 이러한 미세조직 변화에 따른 소재의 경도 변화에 대해 조사하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 SCM415 강은 탄소 함량이 0.13~0.18 wt.%으로 열간 압연 공정을 통하여 제작되었다. 유도 결합 플라즈마 분석을 통해 SCM415 강 의 화학적 조성을 확인하였으며 그 결과를 Table 1 에 나타내었다. 열처리를 위한 시편은 압연 판재로부터  $\Phi 5 \times 10$  mm 크기의 봉상 시편을 채취하였다. 열처리 온도와 냉각 속도에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 650 °C, 700 °C, 750 °C, 800 °C, 850 °C, 950 °C의 각 온도에서 2 시간 동안 열처리를 실시하였다. 열처리 후 각 시편은 공냉(air cooling)과 수냉(water cooling)을 각각 실시하였고 200 °C에서 30 분간 템퍼링 후 수냉하였다(Fig. 1). 열처리 전과 후의 미세조직의 변화를 관찰하고자 광학현미경(optical microscope, OM)과 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)을 이용하였고, 평균 결정립 크기는 페라이트, 펄라이트 콜로니, 그리고 마르텐사이트 block 의 폭(block width)을 나타내는 블록들 사이의 수직 거리를 linear intercept 방법을 통해 측정하였다. 페라이트, 펄라이트, 마르텐사이트의 분율은 이미지 분석 프로그램인 IMTisolution DT 를 이용하여 구하였다. 경도 실험은 비커스 경도기를 사용하여 0.5

kgf 의 하중과 10 초의 유지시간 조건으로 측정을 진행하였고, 각 시편에서 10 번 측정 후 평균하여 구하였다.

Table 1 Chemical composition of SCM415 (in wt%)

SCM415 (wt%)	C	0.15	Cr	1.05
	Si	0.24	Cu	0.20
	Mn	0.75	Mo	0.20
	P	0.03	Ni	0.17
	S	0.03		

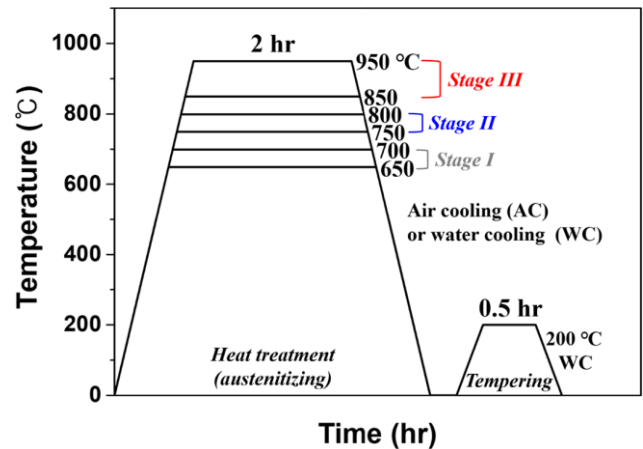


Fig. 1 Heat-treatment conditions conducted

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 열처리 조건에 따른 미세조직 변화

A<sub>1</sub> 온도는 시멘타이트가 페라이트와 오스테나이트로 변태되는 온도이고, A<sub>3</sub> 온도는 페라이트가 오스테나이트로 변태되는 온도이다. 변태점 온도인 A<sub>1</sub> 과 A<sub>3</sub> 온도는 합금 원소의 조성에 따라 변하며, SCM415 의 A<sub>1</sub> 과 A<sub>3</sub> 온도는 다음 식을 통해 구할 수 있다[8, 9].

$$A_1 = 723 - 10.7\text{Mn} - 16.9\text{Ni} + 29\text{Si} + 16.9\text{Cr} + 290\text{As} + 6.4\text{W} \quad (\text{wt}\%),$$

$$A_3 = 912 - 203\sqrt{C} - 15.2\text{Ni} + 44.7\text{Si} + 104\text{V} + 31.5\text{Mo} + 13.1\text{W} - 30\text{Mn} - 11\text{Cr} - 20\text{Cu} + 700\text{P} + 400\text{Al} + 120\text{As} + 400\text{Ti} \quad (\text{wt}\%).$$

상기 식을 통해 계산된 SCM415 의 A<sub>1</sub> 온도는 738.8 °C이고, A<sub>3</sub> 온도는 822.4 °C이다. A<sub>1</sub> 온도 이하

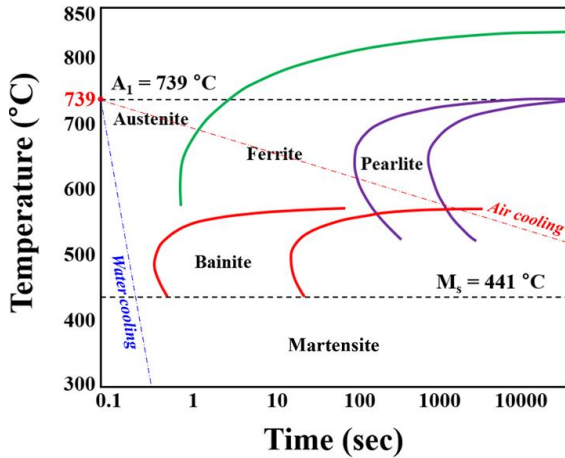


Fig. 2 A calculated TTT diagram of SCM415 [10]

인 stage I(650 °C, 700 °C)에서는 결정 구조의 변화가 없어 열처리 전의 미세조직과 변형 이력을 그대로 가지고 있다. A<sub>1</sub> 과 A<sub>3</sub> 온도 사이 구간인 stage II(750 °C, 800 °C)는 결정 구조가 변하는 구간으로 시멘타이트가 사라지면서 페라이트와 오스테나이트로 변태가 가능하다. A<sub>3</sub> 온도 이상인 stage III(850 °C, 950 °C)에서도 상 변태가 발생하며 오스테나이트만 존재하게 된다. 열처리 이후, 공냉 혹은 수냉을 하게 되면 냉각 속도의 차이에 따라 미세조직이 다르게 나타난다(Fig. 2). Stage II와 stage III 구간의 온도에서 열처리 후 공냉을 하면 페라이트와 펄라이트가 나타난다. 수냉을 하면 stage II 의 750 °C에서는

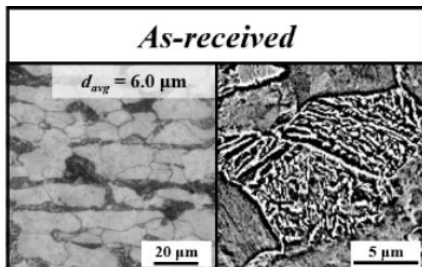
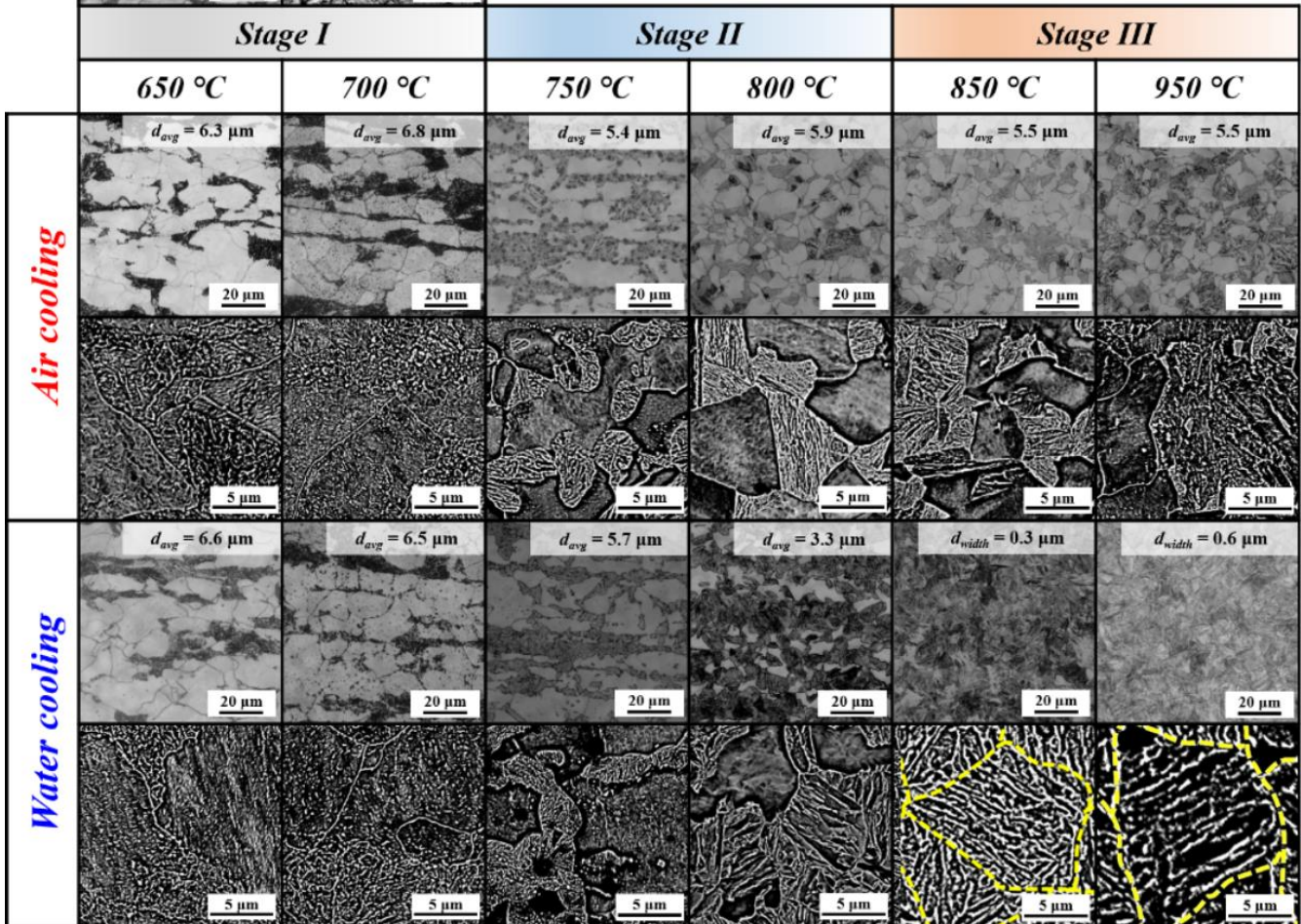
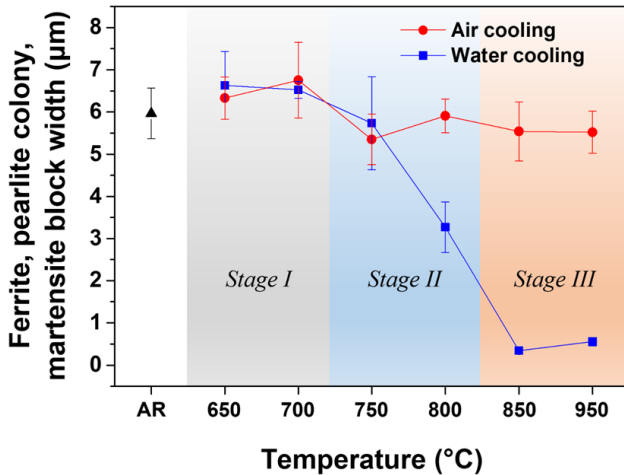


Fig. 3 Optical and SEM micrographs of heat-treated SCM415 samples. The  $d_{avg}$  and  $d_{width}$  mean average size of ferrite and pearlite colony, and block width, respectively; yellow dotted line indicates packet boundaries of martensite





**Fig. 4** Variation in average size of ferrite, pearlite colony, and martensite block width with austenitizing temperature and cooling rate

페라이트와 펄라이트가, 800 °C에서는 페라이트와 마르텐사이트가 관찰되고, stage III에서는 전부 마르텐사이트로 변태된다.

Figs. 3 과 4 는 열처리 온도 및 냉각 속도에 따른 SCM415 의 미세조직과 평균 결정립 크기 변화를 각각 보여준다. 초기(as-received) 시편은 열간에서 압연을 한 이력으로 인해 페라이트와 펄라이트가 공존하며 압연 방향으로 길게 연신된 층상 구조를 형성하고 있다. Stage I 에서는 초기 시편의 미세조직을 그대로 가지고 있으며 페라이트 조대화와 펄라이트 구상화가 발생하여 초기 시편보다 결정립의 크기가 다소 크다(Fig. 4). 또한, 페라이트와 펄라이트의 압연 방향으로 연신된 층상 구조도 여전히 존재한다. 이러한 층상 구조는 합금 원소들의 미시편석(microsegregation)으로 인해 나타나는 것으로 철강 소재에서 쉽게 관찰된다[11]. Stage II 부터는 더 이상 페라이트 조대화와 펄라이트 구상화는 발생하지 않지만, 높은 열처리 온도에서 공냉 시 펄라이트 콜로니의 크기와 층상 간격은 더욱 증가하고 페라이트의 크기는 감소하는 경향을 보인다[12]. 또한, 열처리 온도가 증가함에 따라 원자 확산이 촉진되어 microsegregation 현상이 사라지면서 길게 연신된 페라이트와 펄라이트의 층상 구조가 점차 크기가 작은 등축정 형태로 변한다(Fig. 3). 750 °C와 800 °C 공냉 시편, 그리고 750 °C 수냉 시편은 초기 시편보다 작거나 비슷한 결정립 크기인 5.4 μm, 5.9 μm, 5.7 μm 의 크기를 각각 갖는다(Fig. 4). 반면, 800 °C 수냉 시

편은 열처리 동안 일부 변태되었던 오스테나이트가 수냉 시 마르텐사이트로 변하면서, 미세조직이 페라이트와 마르텐사이트로 존재하므로 결정립의 크기가 3.3 μm 로 작아진다(Fig. 4). Stage III 에서 공냉 시 미세조직이 페라이트와 펄라이트로 이루어지는데, SEM 조직 사진을 보면 950 °C 공냉 시편이 850 °C 공냉 시편보다 높은 열처리 온도에 의해 펄라이트의 층상 간격이 더욱 넓은 것을 알 수 있다. 그러나, 두 시편의 결정립 크기는 서로 비슷하다(Figs. 3 and 4). 반면, stage III 에서 수냉 시 미세조직은 모두 마르텐사이트로 변태되는데 침상 형태로 존재한다. 침상 마르텐사이트의 내부 구조는 초기 오스테나이트 결정립 내에 마르텐사이트 packet 들이 존재하고, packet 내부에는 block 들로 이루어져 있다[13]. 열처리 온도가 높을수록 초기 오스테나이트의 크기가 커지므로 마르텐사이트 packet 의 크기도 증가한다[14]. 따라서, stage III 에서 마르텐사이트 block 의 폭이 850 °C 수냉 시편의 0.3 μm 에서 950 °C 수냉 시편의 0.6 μm 로 증가한다(Figs. 3 and 4).

### 3.2 열처리 조건에 따른 상분율 변화

Fig. 5 는 열처리 온도 및 냉각 속도에 따른 페라이트, 펄라이트, 마르텐사이트 상의 분율 변화를 보여준다. Stage I 에서는 미세조직적 변화가 거의 없기 때문에 열처리 온도 및 냉각 속도와 관계없이 650 °C와 700 °C 시편들의 페라이트 및 펄라이트의 분율이 초기 시편과 유사하다(Fig. 5a and b). Stage II 에서는 결정 구조가 변하는 동소변태 구간이므로, 열처리 온도와 냉각 속도에 따라서 미세조직이 변한다. 이러한 온도 구간에서는 미세조직이 페라이트와 오스테나이트로 존재하는데, 공냉 시 오스테나이트가 펄라이트로 변태된다(Fig. 2). 또한, 열처리 온도가 높을수록 조대한 펄라이트가 형성되고 펄라이트의 층상 간격이 넓어지며, 750 °C 공냉 시편과 800 °C 공냉 시편의 펄라이트의 분율은 각각 30.9%와 32.0%이다. Stage II 의 750 °C는 A<sub>1</sub> 직상의 온도이므로 열처리 전 초기 시편의 펄라이트 내의 시멘타이트로부터 분해되는 오스테나이트의 양이 적어서 미세조직이 페라이트와 펄라이트로 대부분 존재하고, 800 °C는 A<sub>3</sub> 직하의 온도이므로 초기 시편의 시멘타이트 대부분이 오스테나이트로 분해되어 미세조직이 페라이트와 오스테나이트로 존재한다.

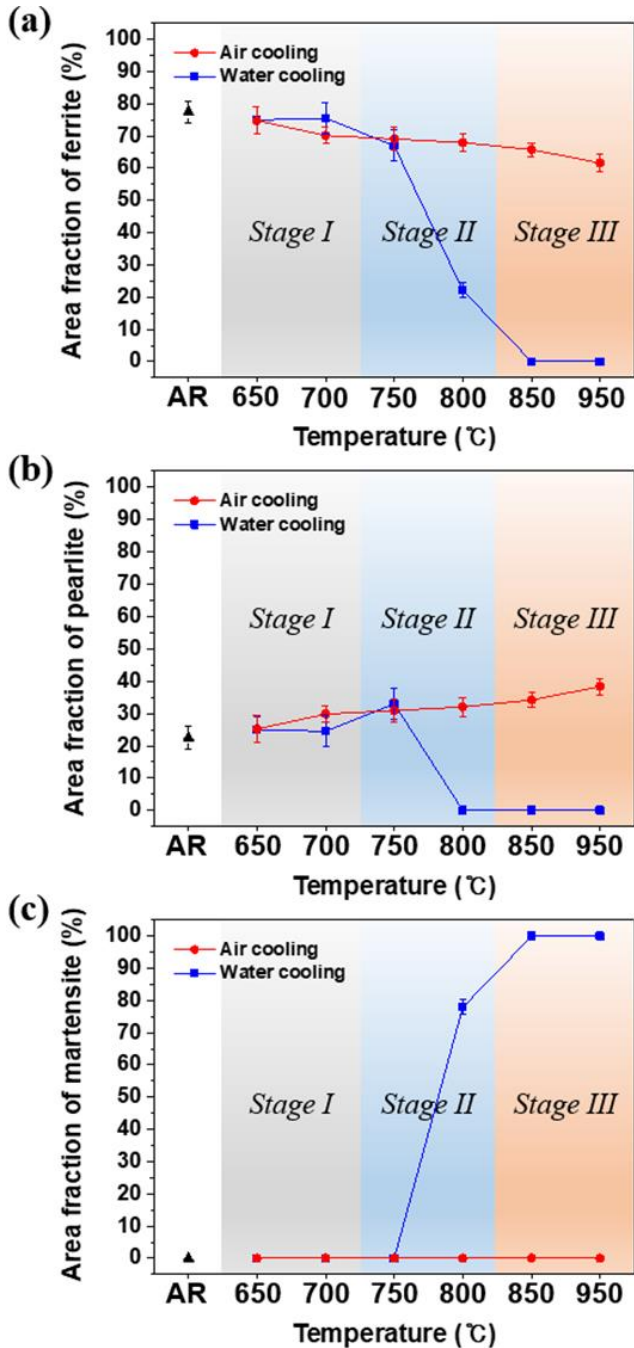


Fig. 5 Variations in area fractions of (a) ferrite, (b) pearlite, and (c) martensite with austenitizing temperature and cooling rate

이 때, 수냉 시 오스테나이트는 마르텐사이트로 변태되므로 750 °C 수냉 시편에서는 마르텐사이트가 거의 관찰되지 않고 페라이트와 펄라이트의 미세조직이 각각 67.0%와 33.0%의 분율로 존재한다. 반면, 800 °C 수냉 시편에서는 페라이트와 마르텐사이트의

미세조직이 각각 22.1%와 77.9%의 분율을 갖는다 (Fig. 5). 열처리 온도가 높으면서 수냉과 같이 냉각 속도가 빠른 경우에는 잔류 오스테나이트는 거의 존재하지 않으며, 불안정한 오스테나이트도 마르텐사이트로 변태되는 분율이 높아서 100% 마르텐사이트로 존재한다[15]. Stage III 구간은 A<sub>3</sub> 온도 이상이므로 해당 온도로 열처리 시 모두 오스테나이트로 변태된다. 이 때, 공냉을 하면 페라이트와 펄라이트로 변하는데, 열처리 온도가 높을수록 시멘타이트의 확산 속도가 증가하여 펄라이트의 층상 간격이 넓어지므로[16], 850 °C 공냉 시편과 950 °C 공냉 시편의 펄라이트 분율은 각각 34.2%와 38.3%를 나타낸다(Fig. 5b). 따라서, stage I, II, III의 열처리 동안 공냉 시 펄라이트의 면적 분율은 열처리 온도가 높아질수록 증가하는 경향을 보인다(Fig. 5b). 반면, 수냉을 하면 모든 오스테나이트가 마르텐사이트 조직으로 변하기 때문에, 850 °C 수냉 시편과 950 °C 수냉 시편의 미세조직은 오직 마르텐사이트만 존재한다(Fig. 5c).

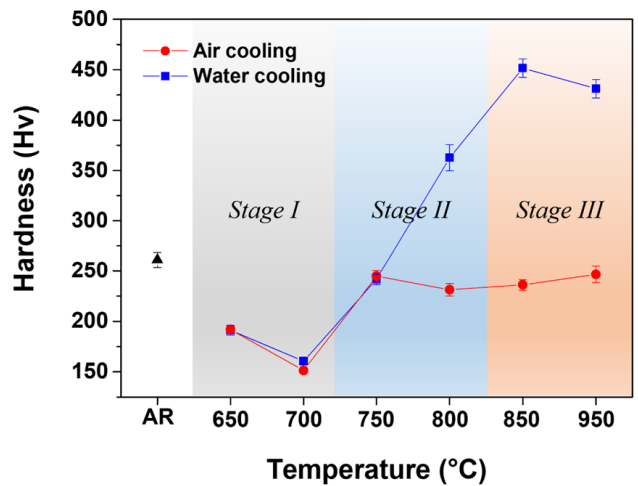


Fig. 6 Variation in hardness with austenitizing temperature and cooling rate

### 3.3 열처리 조건에 따른 경도 변화

Fig. 6은 열처리 온도 및 냉각 속도에 따른 경도 변화를 보여준다. Stage I에서 경도가 감소하는데, 이는 650 °C와 700 °C 열처리 후 공냉과 수냉을 한 시편들은 모두 페라이트 조대화에 의해 초기 시편보다 평균 결정립 크기가 크고 펄라이트 구상화 현상이 나타나기 때문이다. 페라이트에는 탄소 원자가 거의 함유되어 있지 않아 경도가 낮으며, 펄라이트

는 페라이트와 높은 경도를 가지는 시멘타이트가 층상 구조를 이루고 있어 페라이트에 비해 경도가 높다[17]. 따라서, 페라이트 조대화와 펄라이트 구상화는 소재의 경도를 감소시킨다. Stage II 와 stage III 에서는 냉각 속도의 차이에 따라 경도 변화가 서로 다른 거동을 보인다. Stage II 와 stage III 의 공냉 시편들은 결정립의 크기가 초기 시편보다 작음에도 불구하고, 경도가 낮게 나타난다. 이는 고온 열처리에 의해서 펄라이트 내에 존재하는 시멘타이트들의 간격이 넓어져 경도가 낮아지는 것이다[18]. 반면, 800 °C 이상의 수냉 시편들은 경도가 크게 증가하는데, 이는 열처리 시 변태된 오스테나이트가 수냉 동안 모두 마르텐사이트로 변태되고 결정립이 미세화되기 때문이다. 마르텐사이트는 상온 부근까지 급냉 시 형성되는 미세조직으로 오스테나이트의 무확산 변태로부터 만들어지는 비평형 상태의 단일상 구조이다. 침입형 탄소 원자의 탁월한 전위 이동 방해와 체심정방(body-centered tetragonal, BCT) 구조 특성 상 적은 수의 슬립계에 기인하여 매우 높은 경도를 갖는다[19]. 따라서, stage III 의 수냉 시편들은 모두 마르텐사이트로 변태되기 때문에 stage II 의 경도 값보다 더욱 높은 경도 값을 가진다. 하지만, 950 °C 수냉 시편의 경우 850 °C 수냉 시편보다 낮은 경도 값을 가지는데, 이는 열처리 온도 증가로 인해 초기 오스테나이트의 크기가 커지면서 마르텐사이트 packet 의 크기 및 block 의 폭이 증가하기 때문이다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 열처리 온도 및 냉각 속도에 따른 SCM415 의 미세조직과 경도 변화를 분석하고 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) A<sub>1</sub> 온도(738.8 °C)보다 낮은 열처리 온도 구간인 stage I 에서는 공냉과 수냉 모두 페라이트와 펄라이트만 존재한다. A<sub>1</sub> 과 A<sub>3</sub> 온도(738.8–822.4 °C) 사이의 열처리 온도 구간인 stage II 에서는 냉각 속도에 따라 미세조직이 변하며, 800 °C 수냉 시편에서는 페라이트와 마르텐사이트가 존재하고, 나머지 시편에서는 페라이트와 펄라이트만 존재한다. A<sub>3</sub> 온도(822.4 °C)보다 높은 열처리 온도 구간인 stage III 에서는 공냉 시에는 페라이트와 펄라이트가 존재하고, 수냉 시에는 마르텐사이트가 존재한다.

(2) Stage I 에서는 페라이트 조대화와 펄라이트 구상화로 인해 결정립의 크기가 초기 시편에 비해 증가하나, stage II 이후로는 페라이트 조대화와 펄라이트 구상화가 나타나지 않고 길게 연신된 페라이트/펄라이트 층상 구조가 작은 크기의 등축정 형태로 변하기 시작하므로, 초기 시편에 비해 결정립의 크기가 감소한다. 800 °C 이상의 온도에서 수냉 시 마르텐사이트가 나타나는데, 열처리 온도가 높을수록 변태되는 마르텐사이트의 양이 많아지고 결정립은 더욱 미세화된다. 하지만, 850 °C 수냉 시편의 결정립 크기가 가장 미세한데, 그 이유는 950 °C의 고온 열처리 시 초기 오스테나이트의 크기가 조대해져 수냉 시 마르텐사이트 packet 의 크기 및 block 의 폭도 함께 증가하기 때문이다.

(3) Stage I 에서는 페라이트의 조대화와 펄라이트의 구상화로 인해 냉각 속도와 관계없이 경도가 감소한다. Stage II 와 stage III 의 공냉 시편들은 결정립의 크기가 초기 시편보다 작지만 고온 열처리에 의해 펄라이트의 층상 간격이 넓어지므로 초기 시편보다 낮은 경도를 갖는다. 반면, 수냉 동안에는 800 °C 이상부터 마르텐사이트 변태가 발생하면서 경도가 증가한다. 결정립의 크기가 가장 작은 850 °C 수냉 시편이 가장 높은 경도를 나타낸다.

#### 후 기

본 연구는 2019 년도 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(No. 2019H1D8A1104028)

#### REFERENCES

- [1] H.S. Hwang, U.C. Chung, W.S. Chung, Y.R. Cho, B.H. Jung, G.P. Martin, 2004, Carburization of Iron Using CO-H<sub>2</sub> Gas Mixture, *Met. Mater. Int.*, Vol. 10, pp. 77–82.  
<https://doi.org/10.1007/BF03027366>
- [2] D.W. Kim, Y.G. ho, H.H. Cho, S.H. Kim, W.B. Lee, M.G. Lee, H.N. Han, 2011, A Numerical Model for Vacuum Carburization of an Automotive Gear Ring, *Met. Mater. Int.*, Vol. 17, pp. 885–890.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-011-6004-x>

- [3] M. Jung, S. Oh, Y.K. Lee, 2009, Predictive Model for the Carbon Concentration Profile of Vacuum Carburized Steels with Acetylene, *Met. Mater. Int.*, Vol. 15, pp. 971–975.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-009-0971-1>
- [4] J.H. An, J. Lee, Y.S. Kim, W.C. Kim, J.G. Kim, 2019, Effects of Post Weld Heat Treatment on Mechanical and Electrochemical Properties of Welded Carbon Steel Pipe, *Met. Mater. Int.*, Vol. 25, pp. 304–312.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-018-0201-9>
- [5] C. Pandey, M.M. Mahapatra, P. Kumar, A. Giri, 2017, Microstructure Characterization and Charpy Toughness of P91 Weldment for As-Welded, Post-Weld Heat Treatment and Normalizing & Tempering Heat Treatment, *Met. Mater. Int.*, Vol. 23, pp. 900–914.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-017-6850-2>
- [6] Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Nagizadeh, H. Mirzadeh, 2021, Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review, *Met. Mater. Int.*, Vol. 27, pp. 2078–2094.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-020-00700-1>
- [7] C.S. Oh, H.N. Han, C.G. Lee, T.H. Lee, S.J. Kim, 2004, Effect of Mo on dynamic recrystallization and microstructure development of microalloyed steels, *Met. Mater. Int.*, Vol. 23, pp. 778–787.  
<https://doi.org/10.1007/BF03027339>
- [8] W.C. Leslie, 1981, *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York. pp. 257.
- [9] K.W. Andrews, 1965, Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, Vol. 203, pp. 721–729.
- [10] M. Jung, Y. Son, 2019, Calculation of Jominy Hardenability Curve of Low Alloy Steels from TTT/CCT data, *J. Korean Soc. Heat Treat.*, Vol. 32, pp. 17–28.  
<https://doi.org/10.12656/jksht.2019.32.1.17>
- [11] J.D. Verhoeven, 2000, A review of microsegregation induced banding phenomena in steels, *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 9, pp. 286–296.  
<https://doi.org/10.1361/105994900770345935>
- [12] M.L. Lima, E. Albertin, E.R. Correa, R.B. Rabello, S. Uehara, 2020, Pearlite refining strategies for hypoeutectic gray cast iron, *Int. J. Met.*, Vol. 14, pp. 766–773.  
<https://doi.org/10.1007/s40962-020-00413-6>
- [13] T. Maki, K. Tsuzuki, I. Tamura, 1980, The morphology of microstructure composed of lath martensites in steels, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, Vol. 20, pp. 207–214.  
<https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.20.207>
- [14] Y. Prawoto, N. Jasmawati, K. Sumeru, 2012, Effect of prior austenite grain size on the morphology and mechanical properties of martensite in medium carbon steel, *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol. 28, pp. 461–466.  
[http://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60083-8](http://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60083-8)
- [15] M.J. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, C. Kwakernaak, W.G. Sloof, J. Sietsma, 2011, Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel, *Acta Mater.*, Vol. 59, pp. 6059–6068.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.014>
- [16] V.F. Zackay, H.I. Aaronson, 1962, *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Interscience, New York. pp. 197–237.
- [17] D. Zeng, L. Lu, N. Zhang, Y. Gong, J. Zhang, 2016, Effect of different strengthening methods on rolling/sliding wear of ferrite–pearlite steel, *Wear*, Vol. 358–359, pp. 66–71.  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.04.003>
- [18] A.M. Elwazri, P. Wanjara, S. Yue, 2005, The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 404, pp. 91–98.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.051>
- [19] G. Krauss, 1999, Martensite in steel: strength and structure, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 273–275, pp. 40–57.  
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00288-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00288-9)