

SAE 1078 강의 파텐팅 온도 및 등온유지 시간에 따른 상변태 및 미세조직 변화

권기훈^{1,2} · 박현준¹ · 여국현¹ · 이영국^{2,†} · 김상권^{1,†}

¹한국생산기술연구원 지능화뿌리기술연구소 주문형생산연구부

²연세대학교 신소재공학과

Effect of Patenting Temperature and Isothermal Time on the Phase Transformation and Microstructure Change in SAE 1078 Steel

Gi-hoon Kwon^{1,2}, Hyunjun Park¹, Kuk-hyun Yeo¹, Young-Kook Lee^{2,*}, Sang-gweon Kim^{1,*}

¹Customized Manufacturing R&D Department R&D, Korea Institute of Industrial Technology, Siheung 15014, Republic of Korea

²Department of Materials Science and Engineering, Yonsei University, Republic of Korea

Abstract: To study the effects of patenting temperature and isothermal holding time on the phase transformation and mechanical property changes of SAE 1078 steel, the patenting process was performed at 460°C, 560°C, and 660°C for isothermal times (30 s, 60 s, 90 s, 120 s, and 150 s) after nitrogen cooling under austenitizing conditions (1000°C, 2 min). In this study, a scanning electron microscope was used to measure the microstructure and interlamellar spacing of pearlite according to process variables, and an X-ray diffraction analyzer was used to calculate the phase fraction. Cooling rate is approximately 18.6°C/s from the austenitizing temperature to the patenting temperature and pearlite transformation begins at 597~602°C. As the patenting temperature increases, the rate of carbon diffusion during isothermal step increases, so a relatively coarse pearlite structure is formed, and the hardness tends to decrease overall. As the isothermal holding time increased, the hardness of the treated specimens converged to 420Hv, 376Hv, and 268Hv, respectively, because the phase transformation was sufficiently completed at 460°C, 560°C, and 660°C. On the other hand, as the isothermal holding time became shorter, sufficient phase transformation did not occur after the isothermal process, so retained austenite existed, resulting in a decrease in hardness.

(Received September 10, 2024; Revised September 20, 2024; September 24, 2024)

Keywords: High carbon steel; patenting; pearlite; isothermal treatment; phase fraction

1. 서 론

저탄소강 및 중탄소강은 열처리를 통한 부품화 관련된 연구들이 많이 진행된 반면에, 고탄소강의 관련 상변태 및 미세 구조적 특성 관련 연구들은 비교적 적게 주목을 받았다. 이러한 고탄소강은 고강도, 경도 및 내마모성이 필수적인 중공업에서 중요한 역할을 한다 [6]. 고탄소강은 무확산 변태가 쉬워 경화능

이 우수하기 때문에 높은 경도를 얻을 수 있지만, 낮은 파괴인성과 취성으로 인해 자동차, 기계 부품에 많이 사용되지 않았다. Wang 등 [8, 9]은 고탄소 베어링강의 마르텐사이트 변태 과정에서 형성된 내부응력은 이후에 미소 크랙형성과 취성을 촉진시킨다고 제시하였다. 결국, 원하는 물성을 충족시키기 위해 다양한 공정 변수에 따른 강의 미세조직을 제어하고 인성을 증가시키기 위한 연구가 필요하다. 관련된 연구로

Table 1. Chemical composition of SAE 1078 steel (wt.%).

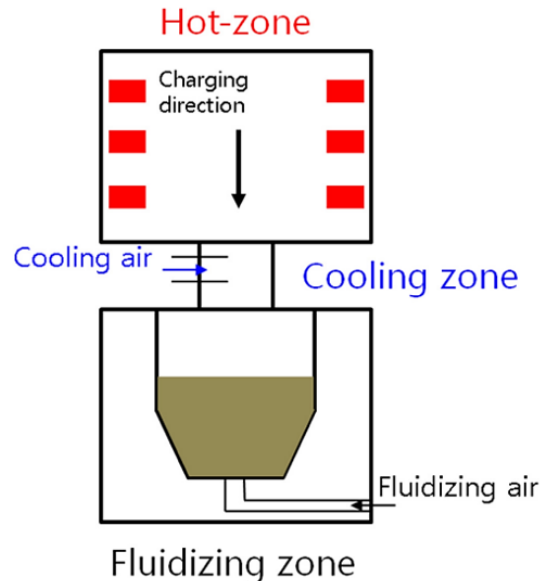
Composition	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Fe
SAE 1078	0.808	0.241	0.104	0.015	0.017	0.012	Balance.

는 고 Si 합금강을 용체화 처리한 후 200~300°C의 온도 범위에서 등온 강도가 2000 MPa를 초과하고 인성이 향상된 미세 고탄소 베이나이트 미세구조를 얻은 연구가 있다 [10, 11]. 통상의 고탄소강을 오스템퍼링 열처리 공정에 의해 쉽게 베이나이트 조직이 형성되어 우수한 기계적 물성 확보가 가능하다. 파텐팅 공정은 오스템퍼링 공정의 하나로서 등온상태의 매질 속에 장력을 가지는 와이어나 스트립을 연속적으로 통과시켜 미세한 펄라이트 조직을 형성시키는 목적을 가지고 있다. 이러한 경우, 냉각 속도를 적절히 선택하는 것뿐만 아니라 오스테나이트 및 상변태 온도를 신중하게 설정하여 펄라이트 층간 간격을 제어해야 한다. 나노 크기의 층간 간격을 가진 펄라이트 조직은 강도, 충격 인성 및 마모 저항을 높이는 데 효과적인 방법으로 여러 연구에서 입증되었다 [12-15]. 강도가 증가하는 것은 근본적으로 층간 간격의 감소에 따라 전위 이동을 방해하는 결과물이다. 따라서, 요구되는 기계적 물성을 만족하기 위한 층간 간격 설계 및 공정 최적화가 필요하다. 층간 간격을 제어하기 위해 냉각 속도 및 등온유지 온도를 변수로 진행된 연구들이 많다. 또한, 공정 온도 이외에도 강재의 합금 성분을 관점에서 공석 조성 이상으로 탄소함량을 증가시키면 시멘타이트의 체적 분율이 증가하고, 특정 변태 온도에서 오스테나이트가 펄라이트 조직으로 변태되는 구동력이 커지고 층간간격이 감소시킨 연구도 있다 [16, 17]. Sim 등[18]은 신선 가공과 같은 과도한 가공으로 인해 조대 펄라이트 계면에서 균열이 발생하고 파단이 일어날 수 있음을 지적하며, 0.05~0.2 μm의 층상 두께를 가진 미세 펄라이트 조직을 얻는다면 전위의 움직임과 균열 전파를 줄여 신선 가공 한계를 향상시킬 수 있다고 설명하였다. Hyzak 등 [19]은 Hall-Petch 식을 사용하여 오스테나이트 결정립 및 펄라이트 콜로니 크기에 따른 인장강도에 대한 연구를 수행하였다. Kemp 등 [20]은 오스테나이트의 입계부터 펄라이트 변태에 관련한 핵생성 및 층상 구조가 조대화되는 거동을 설명하였다. 몇몇 연구에서는 오스테나이트 결정립 크기가 펄라이트의 콜로니 크기에 끼치

는 영향에 대해 연구를 수행했다 [21, 22]. 정확한 미세조직 제어는 결과적으로 나타나는 기계적 물성에 엄청난 영향을 줄 수 있다. 따라서, 열처리 공정을 설계하고 최적화하기 위해서는 등온 및 연속 냉각 미세조직의 구조 및 상변태 속도론에 대한 기본적인 이해가 필요하다. 이에 본 연구에서는 펄라이트 등온 변태 온도 및 유지시간에 따른 층상 두께 및 상변태 거동을 정량적으로 규명하고자 하였으며, 연속냉각변태 곡선으로부터 상변태가 완료되는 시간을 기준으로 실험적으로 최적의 등온시간을 선정하였다. 또한, 층간 간격과 경도의 상관관계를 Hall-etch 식을 기반으로 설명하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 오스템퍼링 공정에 사용된 소재는 포스코에서 냉간압연을 통해 제조된 SAE 1078 강으로 높은 인성 및 내마모성을 요구하는 예초기 칼날, 전동 체일, 철도 레일, 톱날 등에 사용된다. 처리 시편의

**Fig.1.** Schematic diagram of fluidized bed process. [28]

화학 성분은 Table 1과 같으며, 처리 시험편의 너비는 10 mm, 두께 및 길이를 각각 2 mm, 90 mm의 plate 형상으로 가공하였다. 본 연구에서 사용한 유동상 실험로는 Fig. 1과 같은 구조로 구성되며, 크게 가열실, 냉각실, 유동실로 구분된다.

열원은 전기방식으로 가열실 내에 1200°C까지 가열이 가능하며, 가열실 내벽은 단열을 위해 세라믹 보드로 이루어져 있다. 냉각실의 경우, 장입되는 시험편의 균일한 냉각을 위해 냉각 파이프 및 분사 노즐을 설치하였다. 유동실은 균일한 온도로 등온처리하기 위한 공간으로 SiO₂ (33.28 wt.%), Al₂O₃ (21.08 wt.%), Fe₂O₃ (33.82 wt.%), MgO (7.25 wt.%), CaO (1.32 wt.%), TiO₂ (2.94 wt.%)로 구성된 가넷 분말 (ARIMA minerals Co.)를 유동 매질로서 30 kg을 장입하였고, 하단부에 유동 노즐을 설치하여 균일한 유동 분위기를 형성시켰다. SAE 1078 시험편을 Heating zone에 장입하여 오스테나이트화 온도 (1000°C)

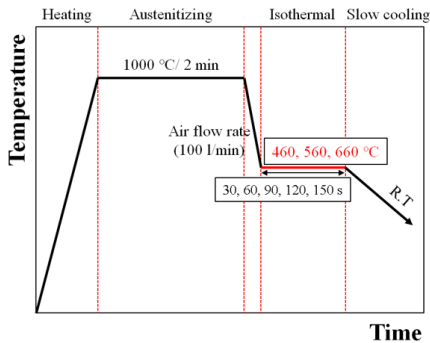


Fig.2. Patenting process for SAE 1078 steel, used in this study.

까지 6.7°C/s 가열속도로 가열 및 2분 동안 유지하였으며, Cooling zone에 이동하여 압축공기 (78.1 vol.%N₂, 20.9 vol.%O₂, 1 vol.%Ar)를 100l/min 유량 조건으로 주입시켜 오스텝퍼링 온도까지 냉각시켰다. 마지막으로, 오스텝퍼링 온도(460, 560, 660°C)에서 유지된 유동 실에 시험편을 넣고 30초, 60초, 90초, 120초, 150초 동안 등온 유지를 한 후 상온까지 서냉하여 오스텝퍼링 공정을 수행하였다. 열처리된 시험편을 절단한 뒤, 단면부를 SiC 연마지와 5 μm 다이아몬드 서스펜션을 사용하여 폴리싱한 후, 4% Nital 에칭액 및 4% 피크랄 용액에 30초간 침지시켜 부식하였다. 이후 주사 전자현미경(FEI Hong Kong Company, NNS-450)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 처리 시험편의 내부 경도를 측정하기 위해 마이크로 비커스 경도계 (Mitutoyo, HM-210B)를 사용하였으며 측정 하중은 300 gf, 하중시간은 10초로 10회 측정하여 최대값 및 최소값을 제외한 나머지 값들을 산술평균을 내어 경도값을 산출하였다. 열처리된 시험편의 표면부상을 분석하기 위해서 Cu 타겟을 사용하여 X선 회절기 (Rigaku, Tokyo, Japan, Miniflex II)를 사용하였으며, 세부상들의 peak를 적분 및 상대비를 측정하여 펄라이트의 기지인 페라이트와 잔류오스테나이트의 상분율을 계산하였다.

Fig. 3 (a)는 ThermoCalc 소프트웨어 [23]를 사용하여 계산된 SAE 1078 고탄소강의 Fe-C 평형 상태도를 나타내고, Fig. 3 (b)는 JMatPro 소프트웨어를 이용하여 계산된 연속 냉각 변태 곡선을 보여준다. CCT 선도 및 마르텐사이트 변태 온도는 각각 Kirkaldy [24] 및 Andrew [25] 모델을 기반으로 계산되었으며,

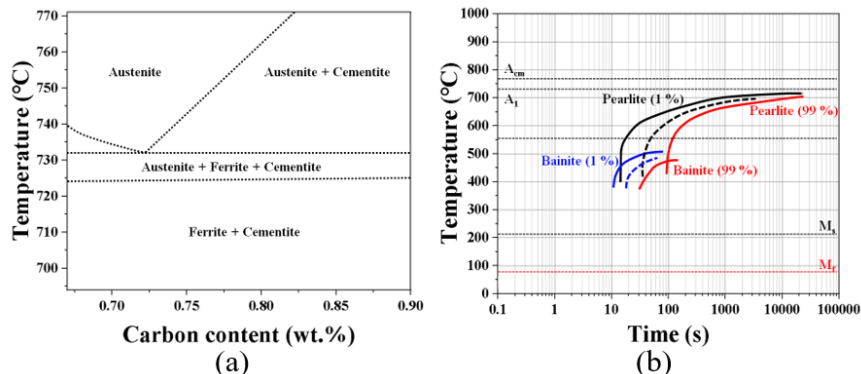


Fig.3. (a) Calculated Fe-C equilibrium phase diagram, (b) continuous cooling transformation curve for the SAE 1078 steel. [29]

A_{cm} 및 A_1 변태 온도는 각각 765.0°C 와 732.8°C 이다. 또한, 마르텐사이트 개시 온도와 완료 온도는 81.2°C 와 213.4°C 로 나타났다. SAE 1078 강의 탄소 함량 (0.808 wt.%C)이 높음에도 불구하고 각 상의 변태 곡선들이 비교적 긴 시간에 위치하고 있어, 미세한 펄라이트 변태를 달성하기 위해서는 약 18°C/s 이상의 냉각 속도가 요구된다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 등온유지 시간 효과

Fig. 4는 모재 시편 및 오스테나이트 처리 후 18.57°C/s 의 냉각 속도로 560°C 까지 냉각시킨 후, 등온유지 시간에 따라 파텐팅 처리된 SAE 1078 강의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 결과이다. 모재 시편의 미세조직은 대부분 페라이트 상과 구형의 시멘타이트로 관찰되며, 압연 공정에 의해 방향성이 있는 미세조직으로 갖는다 (Fig. 4 (a)). 등온유지 처리된 시편의 미세조직은 유지시간 30초 조건에서는 펄라이트 변태가 완전히 일어나지 않아 광학적으로 25~30% 분율로 관찰되었으며, 이외 미세조직은 판상 형태의 잔류 오스테나이트가 관찰되었다. 등온유지 시간이 길어짐에 따라 펄라이트 분율이 높아지는 경향을 보였으며, 90초 조건에서 대부분 펄라이트 조직이 관찰되었다. 이는 연속냉각변태 곡선 (Fig. 3)에서 펄라이트가 완전히 변태되는 시간과 거의 유사하다. 하지만, 연속냉각변태 곡선에서 표시된 상변태

시간은 이상적인 조건에서 계산된 것이기 때문에 매질의 열전달 계수 차이로 실제 실험을 통해 소요되는 변태시간을 측정 및 비교하는 것이 필요하다.

Fig. 5는 560°C 온도에서 등온 시간에 따른 파텐팅 처리된 시편 표면의 XRD 회절 패턴을 나타낸다. 등온 시간에 관계없이 $2\theta=44.6^{\circ}$, 64.8° , 82.3° , 99.0° 에서 각각 (110), (200), (211), (220) 면의 페라이트 피크가 검출되었다. 또한, 등온 시간이 90초 이하인 조건에서는 추가로 $2\theta=42.4^{\circ}$, 49.3° , 72.6° , 88.3° 에서 각각 (111), (200), (220), (311) 면의 잔류 오스테나이트 피크가 검출되었다. 등온 시간이 짧아질수록 펄라이트 조직의 기지로서 BCC-페라이트 상의 피크 강도가 감소하고, FCC-오스테나이트 상의 피크 강도가 증가한다. 이는 등온유지 과정에서 펄라이트 변태 개시로부터 펄라이트가 완전히 변태되지 않기 때문에, 냉각 공정 후에 잔류 오스테나이트가 남아있는 것으로 판단된다. 따라서, 펄라이트 변태를 100%에 가깝게 완료하기 위해서는 최소 90초 이상의 충분한 등온 유지시간이 있어야 한다. Fig. 3 (b)에 연속 냉각 변태 곡선을 기준으로 560°C 에서 펄라이트의 상변태가 완료되기 위해 약 105초 정도 유지시간이 필요하며, 실험 결과로부터 측정된 페라이트 분율을 고려하면 유사한 경향을 가진다.

Fig. 6은 파텐팅 온도 560°C 에서 등온유지 시간에 따른 처리 시편 표면부에 존재하는 잔류 오스테나이트 및 페라이트의 상분율을 각 상의 XRD 피크의 적분 강도비를 계산하여 나타내었다. 유지 시간이 90초

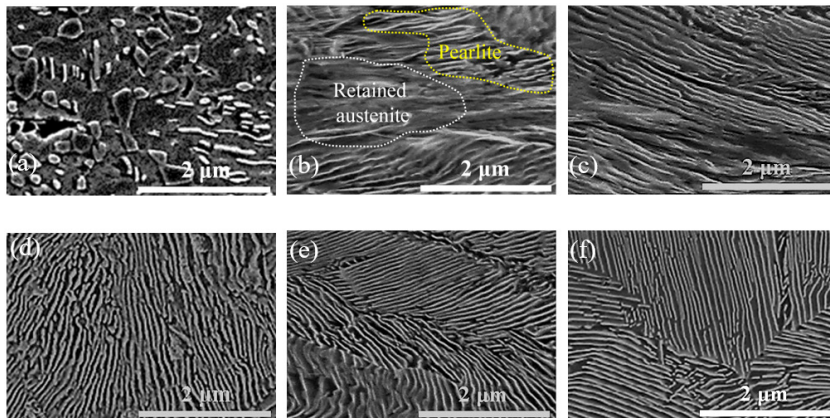


Fig. 4. SEM images obtained for different isothermal times at 560°C : (a) as-received; (b) 30 s; (c) 60 s; (d) 90 s; (e) 120 s; (f) 150 s.

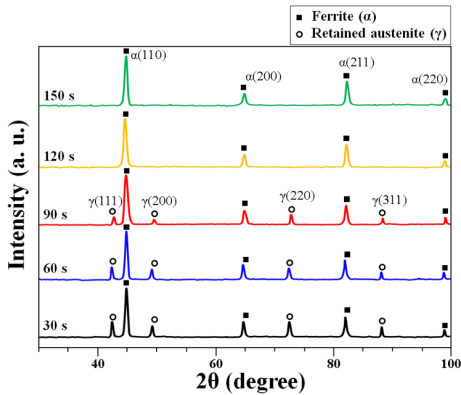


Fig.5. X-ray diffraction pattern of the SAE 1078 steel after patenting at 560°C according to isothermal time.

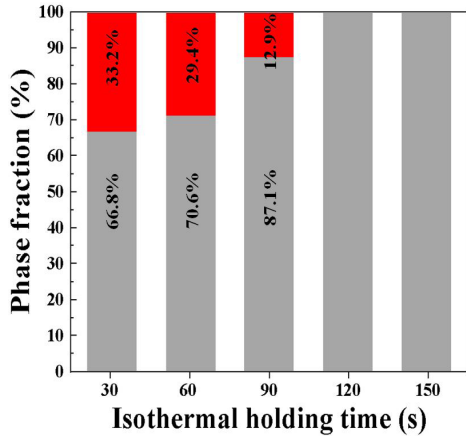


Fig.6. Phase fractions obtained by the different isothermal time at patenting temperature of 560°C.

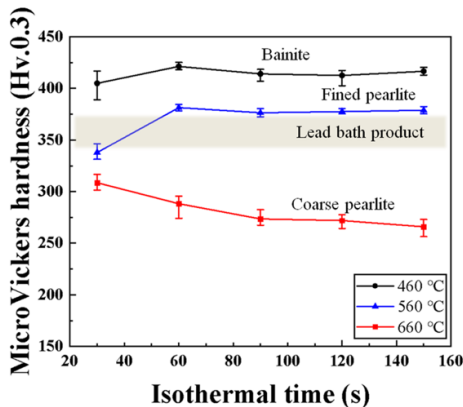


Fig.7. Phase fractions obtained by the different isothermal time at patenting temperature of 560°C.

부근에서는 대부분 펄라이트 기지인 페라이트가 있으며, 유지 시간이 30초, 60초 조건에서 잔류오스테나이트의 상분율은 각각 33% (30초), 29% (60초)로 계산되었고, 페라이트의 상분율은 67% (30초), 71% (60초)로 계산되었다.

3.2. 파텐팅 온도 효과

파텐팅 온도에 따른 기계적 물성 변화를 고찰하고자 Fig. 7과 같이 파텐팅 온도 및 등온유지 시간에 따른 경도 곡선을 나타내었다. 파텐팅 온도가 460, 560°C일 경우, 등온유지 시간이 길어짐에 따라 경도는 증가하다가 60~90초에서 특정 경도값으로 수렴한다 (460°C: 420Hv; 560°C: 376Hv). 수렴된 경도값은 등온유지 동안 상변태가 일어나면서 상분율의 변화에 따른 경도값을 의미한다. 반면에, 660°C 조건은 등온유지 시간이 길어짐에 따라 탄소 확산에 의한 조대한 펄라이트가 형성될 뿐만 아니라 연화 효과에 의해 경도가 하락한다. 파텐팅 온도 및 등온유지 시간별 경도 곡선을 통해 원하는 기계적 물성 및 미세조직을 만족하기 위한 파텐팅 조건을 제시할 수 있다.

경도를 결정하는 것은 합금 성분, 열처리 조건 및 상분포도 있지만 고탄소강에서는 펄라이트가 구성하는 층간간격 변수가 있다. 펄라이트 조직의 변태가 완전하게 일어나는 조건 (120, 150초)에서는 시편의 미세조직은 대부분 펄라이트이기 때문에 층간간격에 따른 경도 데이터를 선형함수로 피팅하여 경도 수식을 도출할 수 있다 [26]. k 는 펄라이트 조직의 Hall-Petch 기울기, H_0 는 평균 자유 행로 조건에서 페라이트의 초기경도를 의미한다. Ray 등 [27]은 공식 조성을 가지는 고탄소강을 펄라이트 변태시켜 층간 간격과 경도값의 관계를 식 1에 대입하여 설명하였고, 특정 지수 $m=0.5$ 를 사용하였다.

$$H = H_0 + k \cdot S^{-m} \quad (1)$$

Fig. 8은 용체화 처리 후, 파텐팅 온도별로 150초 등온유지 후에 시편 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. 변태되는 온도에 따라 구성되는 형성되는 상이 다를뿐만 아니라, 미세조직 형태가 다르다. 예를 들어서, 460°C 조건 (Fig. 8 (b))은 상부 베이나

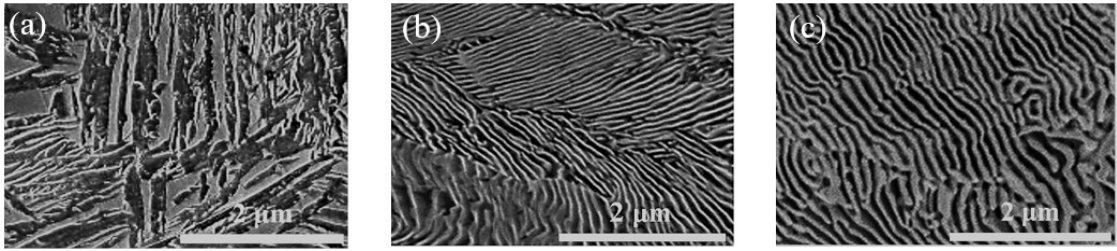


Fig.8. SEM images obtained for different patenting temperature (150s): (a) 460°C; (b) 560°C; (c) 660°C.

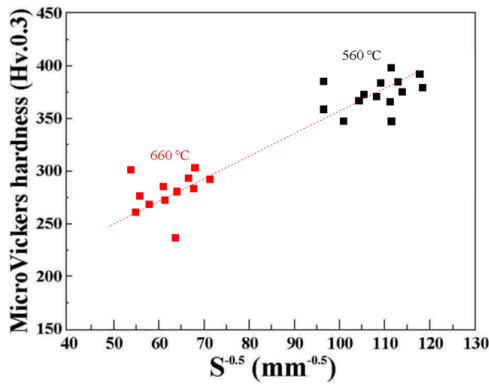


Fig.9. Micro-vickers hardness of pearlite (H) versus $S^{-0.5}$ in SAE 1078 steel

이트가 형성되는 조건이기 때문에 미세조직 상에서 대부분 상부 베이나이트가 분석되었다. 세부적인 상은 길이 10 μm , 폭 0.2 μm 을 가지는 판상의 페라이트와 래스 바운더리에 석출된 탄화물의 혼합물로 구성되어 있으며, 강도는 비교적 낮지만 인성이 좋은 것으로 알려져 있다. 반면에, 560°C 조건에서 미세한 펄라이트 조직이 관찰되었으며, 미세 펄라이트의 층간간격은 55~92 nm 범위로 관찰되었으며, 평균 층간간격은 72.4 nm 이다. 660°C 조건에서 비교적 조대한 펄라이트 조직이 관찰되었으며, 조대 펄라이트의 층간간격은 175~314 nm 범위로 관찰되었으며, 평균 층간간격은 221.6 nm 이다.

Fig. 9는 용체화 처리 후, 파텐팅 온도별 처리 시편의 마이크로 비커스 경도를 펄라이트 층간 간격에 따라 좌표를 그려 linear fitting하여 Hall-Petch 수식에 적용하여 Eq. 2와 같이 나타내었다.

$$H=212.95+1.61 \cdot S^{-0.5}(\text{mm}^{-0.5}) \quad (2)$$

층간 간격에 따른 경도 데이터는 선형 관계로서 94% 일치율을 가진다. 560°C, 660°C 파텐팅 온도 조건은 펄라이트 조직을 형성시키기 쉬워 선형 관계가 잘 맞지만 460°C의 경우는 베이나이트 조직이 형성되기 때문에 경도 관계식에 포함시키지 않았다. 따라서, 선형 회귀를 통해 계산된 Hall-Petch 기울기 (k)와 초기 경도 (H_0)는 각각 1.61, 212.95Hv이며 결정 계수는 0.97으로 신뢰성 있는 회귀 모델을 도출하였다.

4. 결 론

본 연구에서는 미세 펄라이트 조직을 형성시키기 위해 개발한 유동상 실험로를 이용하여 파텐팅 온도 및 등온유지 시간에 따른 파텐팅 처리 후 SAE 1078 강의 면밀한 상분석 및 기계적 물성을 분석하였으며, 펄라이트 조직의 층간간격과 경도와와의 관계를 정량적으로 규명하였다. 연구 결과들을 핵심적으로 요약하면 다음과 같다.

1. 초기에 상부 베이나이트 조직이 형성되었다가 560°C부터 펄라이트 조직이 관찰되었으며, 파텐팅 온도가 높을수록 펄라이트의 층간간격이 증가한다.
2. 파텐팅 온도가 높을수록 펄라이트 및 베이나이트가 변태되는 시간은 길어진다 (460°C: 38초; 560°C: 105초; 660°C: 270초).
3. 모든 파텐팅 온도에서 등온유지 시간이 길어질수록 변태되는 상분율은 높아지며, 잔류 오스테나이트 분율은 감소한다.
4. 비교적 탄소 확산이 빠르게 일어나는 660°C 조건에는 175~314 nm의 층간간격을 가지는 조대한 펄라이트가 관찰되었으며, 등온유지 시간이 길어

질수록 경도 저하가 두드러지게 관찰되었다.

5. 펄라이트의 경도와 층간간격 간의 관계는 역비례하며, 실험적 결과를 통해 경도 및 층간간격을 변수로 정확도가 94%를가지는 관계식을 도출하였다. ($H=212.95+1.61 \cdot S^{-0.5}(\text{mm}^{-0.5})$)

Acknowledgement

이 성과는 한국생산기술연구원 기관주요사업 “Add-on 모듈 탑재를 통한 지능형 뿌리공정 기술개발(KITECH EO-24-0005)” 연구과제로 수행되었습니다.

References

1. F. Zhang, L. V. Bo, S. Liu, M. Wang, Y. Zheng, (2018). U.S. Patent No. 10,113,219. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.
2. V. I. Izotov, V. A. Pozdnyakov, E. V. Luk'yanenko, O. Y. Usanova, G. A. Filippov: *Phys. Met*, **103** (2007) 519.
3. K. Mishra and A. Singh: *Mater. Sci. Eng. A*, **706** (2017) 22.
4. B. Bhattacharya and T. Bhattacharyya: *A. Haldar: Mater. Trans. A*, **51** (2020) 3614.
5. F. P. K. Kavishe and T. J. Baker: *Mater. Sci. Technol*, **2** (1986) 816.
6. S. Maya-Johnson, A. J. Ramirez, A. Toro: *Eng. Fract. Mech*, **138** (2015) 63.
7. K. Mishra and V. N. Khiratkar: *Int. J. Fatigue*, **122** (2019) 84.
8. S. D. Bakshi, A. Leiro, B. Prakash: *Mater. Sci. Technol*, **31** (2015) 1735.
9. K. Mishra, A. Pachauri, A. Singh: *Tribol. Lett*, **66** (2018) 109.
10. F. P. L. Kavishe and T. J. Baker: *Mater. Sci. Technol*, **2** (1986) 583.
11. A. Inoue, T. Ogura, T. Masumoto: *Metall. Trans. A*, **8** (1977) 1689.
12. J. Zhang, C. Meng, Y. Mu, P. Xu, Y. Liang: *Mater. Res. Technol*, **30** (2024) 5652.
13. V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, O. V. Parusov, O. V. Lutsenko: *Mater. Sci*, **58** (2023) 621.
14. X. Su, M. Zhou, H. Wang, Q. Zhang, G. Xu: *Mater. Charact*, **202** (2023) 113013.
15. R. Trivedi, R. Tandon, G. Mishra, R. Singh, J. K. Singh, G. S. Mahobia, S. Patra: *Mater. Today Commun*, **39** (2024) 109255.
16. J. J. Lewandowski and A. W. Thompson: *Metall. Trans. A*, **17** (1986) 461.
17. J. M. Hyzak and I. M. Bernstein: *Metall. Trans. A*, **7** (1976) 1217.
18. H. J. Sim, H. L. Song, W. J. Nam: *KSTP*, **13** (2013) 415.
19. J. M. Hyzak and I. M. Bernstein: *Metall. Trans*, **7** (1976) 1217.
20. I. P. Kemp, G. Pollard, A. N. Bramley: *Mater. Sci. Technol*, **6** (1990) 331.
21. B. E. Q'Donnely, R. L. Reuben, T. N. Baker: *Metals Tech*, **11** (1984) 45.
22. Y. S. Yang, J. G. Bae, C. G. Park: *KSTP*, **9** (2008) 454.
23. Thermo-Calc TCW3 Software, 2005, Foundation of Computational Thermodynamics, Stockholm, Sweden.
24. J. S. Kirkaldy and D. Venugopalan: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*, eds, AIME, New York, NY, 1983, p. 128-48.
25. K.W. Andrews: *J. Iron Steel Inst*, **203** (1965) 721.
26. M. Dollar, I. M. Bernstein, A. W. Thompson: *Acta Metall*, **36** (1988) 311.
27. K. K. Ray and D. Mondal: *Acta Metall. Mater*, **39** (1991) 2201.
28. G. H. Kwon, H. Park, K. H. Yeo, Y. K. Lee, S. G. Kim: *Special Issue of 28th IFHTSE Congress*, **64** (2023) 29.
29. G. H. Kwon, H. Park, K. H. Yeo, Y. K. Lee, S. G. Kim: *KSHT*, **36** (2023) 121.