

# 과공석 강선에서 미세조직 인자들이 단면감소율에 미치는 영향

안강석<sup>1</sup> · 박정훈<sup>1</sup> · 배형준<sup>2</sup> · 남원종<sup>#</sup>

## Effects of Microstructural Parameters on the Reduction of Area in Hyper-eutectoid Steel Wires

K. S. An, J. H. Park, H. J. Bae, W. J. Nam

(Received July 5, 2016 / Revised July 26, 2016 / Accepted August 16, 2016)

### Abstract

Effects of manufacturing conditions, such as austenitizing temperature, patenting temperature and carbon content in steels, on mechanical properties, especially on reduction of area (RA), of hyper-eutectoid steel wires were investigated. RA increased and then decreased with transformation temperature. This was attributed to the presence of abnormal structures in steels transformed at low transformation temperatures and the occurrence of shear cracking during tensile testing of steels transformed at high transformation temperatures. The increase of austenitizing temperature resulted in the increased austenite grain size and consequently the decrease of RA. The decrease of RA with increasing the carbon content in steels was attributed to the increased fraction of cleavage fracture in tensile fractured surfaces.

**Key Words** : Hyper-eutectoid Steel, Transformation Temperature, Carbon Content, Austenite Grain Size, Abnormal Structure, Reduction of Area

### 1. 서 론

펄라이트 강선의 신선가공 공정에서 강선에 연성을 부여하기 위해 실시하는 열처리 공정인 페이턴팅(patenting)은, 오스테나이트 상태를 제어하는 가열조건과 항온변태가 이루어지는 납(Pb)조에서의 항온변태 조건을 조절하여, 강선의 초기 미세조직과 기계적 성질을 결정한다. 페이턴팅 처리에 의한 강선의 연성 증가는, 신선가공성의 향상을 유도하여 신선가공 공정에서의 열처리 공정의 생략과 동시에 고강도 강선의 제조를 용이하게 할 수 있는 장점을 가지고 있다.

펄라이트 강에서 강도와 관련된 미세조직 인자에 관한 문헌들은 많이 보고되었으나, 강선의 연성에

미치는 인자와 관련된 문헌은 상대적으로 적게 알려져 있다. 단지 일부 문헌들만이 과공석강에서의 오스테나이트 결정립 크기와 펄라이트 층상간격이 단면감소율에 영향을 주는 것으로 보고되었다[1~5]. 과공석강의 인장파괴 과정은 중앙에서 미세공공 결합(micro-void coalescence, MVC)으로 크랙 형성이 진행된 후, 주변부에서 벽개(cleavage) 파괴로 구성되며 펄라이트 층상간격과 관련된 미세공공 결합에 의한 파괴와 오스테나이트 결정립 크기(austenite grain size, AGS)에 영향 받는 벽개 파괴가 단면감소율에 크게 영향을 미친다.

최근 강선의 탄소함량 증가에 의한 강도향상 목적으로 과공석강의 적용이 점차 증가하는 추세로, 강도 상승에 따른 연성 저하 및 신선가공성 저하를

1. 국민대학교 신소재공학부  
2. 고려제강 기술개발 연구원  
# Corresponding Author : School of advanced materials engineering,  
Kookmin University, E-mail:wjnam@kookmin.ac.kr

감소시키는 방법에 대한 연구가 요구되고 있다. 일반적으로 탄소함량의 증가는 강화상인 시멘타이트의 분율증가로 강도 향상과 함께 연성 저하를 유발한다. 특히 초석 시멘타이트의 형성은 가공성 및 연성에 치명적으로 작용하여, 초석 시멘타이트 발생 억제제를 위해 정밀한 제조조건의 적용이 이루어지고 있다. 한편, 과공석 강에서의 초석 시멘타이트 형성 억제 이외에도 다른 원인에 의한 연성저하 발생을 방지하기 위한 노력이 진행되고 있다. 최근 과공석 강에서 펄라이트 이외에 상부 베이나이트, 입계 시멘타이트 및 상변태 중 오스테나이트 결정립계를 따라 형성된 페라이트 등 이상 미세조직(abnormal structure)의 발생이 보고되었다[6~8]. 따라서 과공석 강선의 경우는 Miller and Smith 모델[9]로 설명되는 기존의 공석강의 연구결과와 다른 현상이 발생할 가능성이 높으므로, 과공석 강선에서의 층상간격, 오스테나이트 결정립 크기 및 시멘타이트 분율 변화 등 미세조직의 변화가 연성에 미치는 영향을 분석할 필요가 있다.

본 연구에서는 과공석 펄라이트 강선에서 탄소함량, 가열온도 및 항온변태 조건에 따른 미세조직 변화와 이에 따른 기계적성질의 변화와 이들과 단면감소율의 관련성에 대해 고찰하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에 사용된 소재는 열간압연 후 스텔모아(Stelmor) 방식의 냉각을 실시한 선재로서 화학조성은 표 1과 같다. 선경 5.5mm의 선재를 1.92mm까지 건식신선을 실시한 소재를 이용하여, 페이턴팅 공정

에서의 열처리 조건이 기계적 성질에 미치는 영향을 분석하기 위하여, 시편을 가열온도 900℃ - 1000℃로 3분 가열했으며, 상변태 온도를 560℃ - 650℃로 변화하여 1분 동안 항온변태를 실시하였다. 오스테나이트 결정립 크기는 가열온도 범위(900℃ - 1000℃)에서 3분간 가열 후, 수냉하여 측정하였다.

인장시험은 상온에서 1mm/min의 초기 변형 속도로 인장시험을 실시하였다. 단면감소율의 측정은 파단된 시편의 직경을 확대기(projector)를 이용하여 확대하여 측정하였다. 인장시험 후 시편의 파단면을 주사전자 현미경(scanning electron microscope, SEM)을 통해 관찰하였다. 이상조직의 분율과 파단면의 벽개 파단 분율은 SEM하에 500배의 배율에서 조건 당 8장씩 관찰한 후 이미지 분석기(image analyzer)를 이용하여 분석하였다.

Table 1 The compositions of steels (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr
Steel A	0.82	0.20	0.50	0.009	0.0045	-
Steel B	0.92	0.18	0.35	0.010	0.0085	0.20
Steel C	1.04	0.54	0.33	0.010	0.0055	0.19

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 항온변태온도의 영향

과공석 강선에서 변태온도의 저하는 펄라이트 층상간격의 감소를 유발하며 강도의 상승으로 나타난다. Fig. 1-a)에 변태온도 상승에 따른 인장강도 감소 현상이 관찰된다. 또한, 펄라이트 층상간격은 연

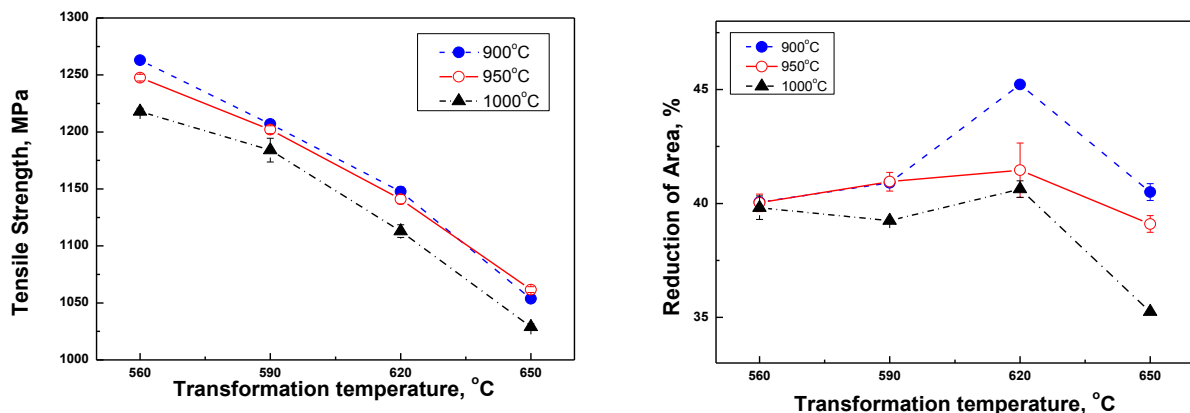
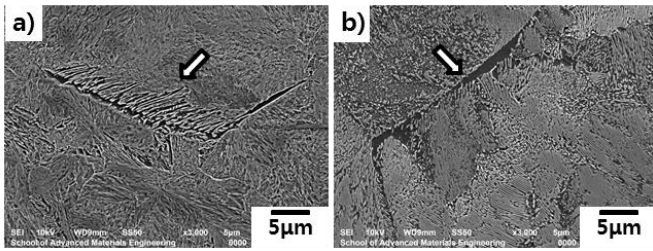


Fig. 1 The effects of isothermal transformation temperatures and austenitizing temperatures on (a) tensile strength and (b) reduction of area in steel A

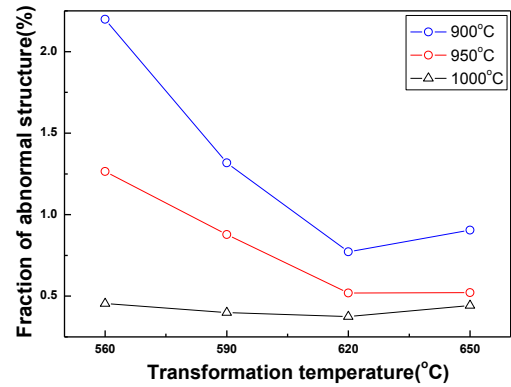


**Fig. 2 SEM micrographs, showing (a) the presence of upper bainite transformed at 560°C and (b) the presence of ferrite at a prior austenite grain boundary transformed at 650°C in steel A**

성을 제어하는 중요한 미세조직 인자 중 하나이다. 미세한 펄라이트의 경우, 얇은 두께의 페라이트와 시멘타이트가 균일하게 변형되므로, 시멘타이트의 변형에 의한 미세공공 형성 및 결함 과정을 통해 발달한 미세한 딥플(dimple)의 형성으로 연성파괴가 일어난다. 조대 펄라이트의 경우는 불균질 변형으로 인해 국부적으로 변형띠(slip band)에서 극심한 전단응력을 받아 시멘타이트가 변형없이 파괴가 진행되며, 이후 인접한 시멘타이트의 분절로 인해 전단 크래킹(shear cracking)이 발생하여 벽개파괴 형태의 취성파괴를 유도한다 [10-11]. 즉, 펄라이트 층상간격이 미세할수록 연성이 우수하다.

한편 Fig. 1-b)에서는 단면감소율이 변태온도의 저하에 따라 점차 증가하다가 620°C에서 최대값을 보인 후, 감소하는 경향을 보인다. 항온변태 온도 620°C 이상에서는 온도의 증가에 따라 펄라이트 층상간격이 증가한 결과로 인장시험시 펄라이트 내의 두꺼운 시멘타이트 파괴로 인하여 발생하는 전단 크래킹에 의해 단면감소율이 감소한 것을 알 수 있다. 한편 항온변태 온도 620°C 이하에서의 변태온도 저하에 따른 단면감소율 감소는 변태시 낮은 온도에서 발생하는 상부 베이나이트와 같은 이상 미세조직 발생에 의한 것으로 보인다. Fig. 2-a)에 950°C에서 가열 후 560°C에서 변태를 실시한 공석 강선의 미세조직을 나타내었다. 그림에서 침상 형태로 존재하는 미세조직은 상부 베이나이트이다. 한편 650°C에서 항온변태를 실시한 공석 강선에서는 Fig. 2-b)와 같이 오스테나이트 결정립계를 따라 형성된 페라이트가 관찰된다.

이러한 항온변태 온도 620°C 이하에서 형성된 이상 미세조직은 Fig. 3과 같이, 2.5% 이하의 작은 분



**Fig. 3 The fraction of abnormal structures in steel A**

율을 가지므로 인장강도 값에는 크게 영향을 미치지 않았으나, 단면감소율은 이상 미세조직과 기지조직인 펄라이트 계면에서의 크랙 발생으로 인하여 감소하였다.

Fig. 3의 변태온도 증가에 따라 이상 미세조직이 감소하다가 650°C에서 약간 증가하는 경향은, 낮은 변태온도에서 상부 베이나이트가 활발히 발생하며, 높은 변태온도에서는 입계 시멘타이트가 형성되고 그 결과로 오스테나이트 결정립계에 따라 페라이트 형성이 이루어지기 때문이다.

Fig. 4는 560°C와 590°C에서 항온변태를 실시한 steel A와 Steel B의 파단면 중심부의 SEM 사진을 보여준다. 관찰된 파면은 전형적인 연성파괴 형태인 딥플과 취성파괴 형상인 벽개파면이 혼합된 형태로 구성되어 있다. 그림에서 항온변태 온도가 560°C에서 590°C로 증가함에 따라, 파면에서의 딥플이 차지하는 영역이 증가하는 경향을 보였으며, 이는 Fig. 1-b)에서 단면감소율의 증가로 표현되었다. 한편 560°C에서 변태한 시편에서 많은 벽개파괴 부분이 관찰된 것은 미세조직 중 상부 베이나이트와 같은 이상 미세조직의 존재가 벽개파괴의 원인이 되었음을 의미한다. 한편 높은 온도인 650°C에서 항온변태한 시편에서 Fig. 1-b)에서의 단면감소율이 감소한 것은 이상 미세조직의 영향은 물론 조대 펄라이트에서 발생하는 전단 크래킹에 의한 기여가 크기 때문으로 판단된다.

Fig. 5은 변태온도에 따른 파단면의 형태를 나타낸다. Fig. 5-a)는 560°C에서 변태한 steel A의 파단면을 나타낸 것으로, 많은 벽개파면 사이에 딥플이 연결되어 있어, 딥플파괴와 벽개파괴의 혼합 파면이 형성되었다. Fig. 5-b)는 590°C에서 변태한 steel A의 중심

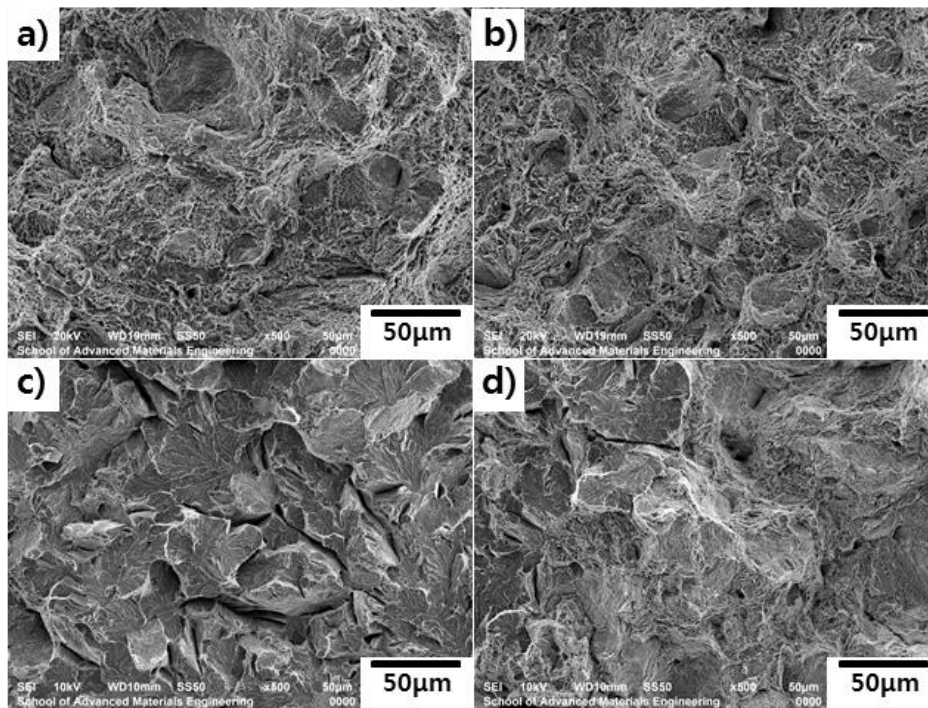


Fig. 4 SEM micrographs, showing the center area of tensile fractured specimens; a) steel A transformed at 560°C, b) steel A transformed at 590°C, c) steel B transformed at 560°C, and d) steel B transformed at 590°C

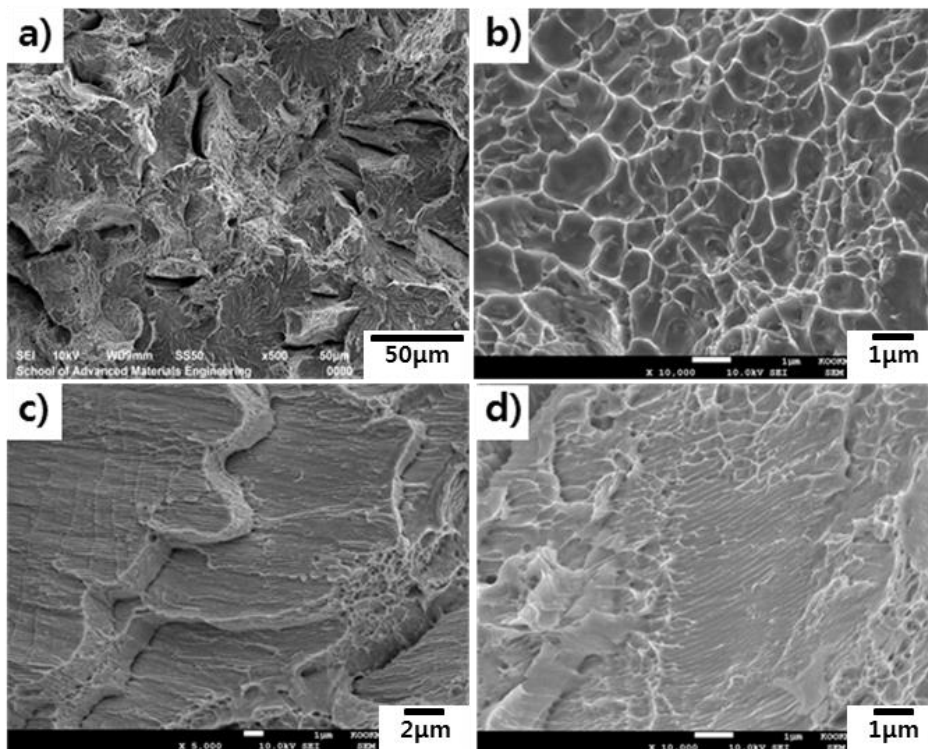


Fig. 5 SEM micrographs of tensile fractured surfaces, showing the different types of the crack formation; a) cleavage fracture (steel A transformed at 560°C), b) dimple fracture (steel A transformed at 590°C), c) cleavage fracture by shear cracking (steel A transformed at 650°C), and d) enlarged area of c)

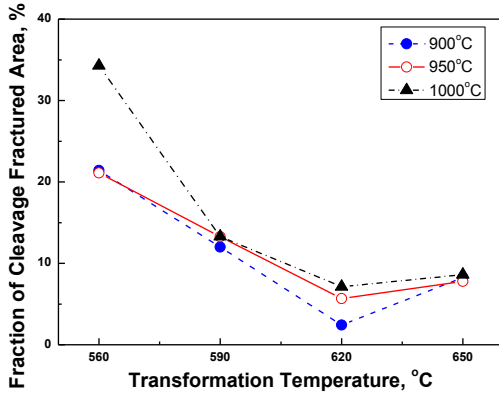


Fig. 6 The variations the fraction of cleavage fractured area with transformation temperature and austenitizing temperatures in steel A

부에 많이 관찰되는 대표적인 연성과괴 형태로 공공의 형성/성장/결합의 과정을 거쳐 성장하여 딥플 파괴가 일어난다. Fig. 5-c)는 650°에서 변태한 steel A에서의 파단면을 나타낸 것으로 파면의 유형은 전단파괴이다. 전단파괴는 주로 650°C의 항온변태 조건에서 빈번하게 관찰되며, 두꺼운 시멘타이트로 인해 전단면에서 극심한 전단응력에 의해 벽개파괴가 발생하여 형성된 모습이다. 펄라이트의 인장시편의 파면에서 시멘타이트가 일정 값 이상으로 두꺼운 경우, 소성변형 없이 파괴가 진행되면서 Fig. 5-d)와 같이 전단면 위에 시멘타이트 흔적이 있는 것을 볼 수 있다 [12]. 이와 같이 시멘타이트 두께가 두꺼운 경우 인장 시편 중앙부분에서의 미세공공 결합(MVC)에 의한 딥플형성보다는 전단파괴로 파괴 거동이 변화하면서 단면감소율이 감소할 뿐만 아니라 입계파괴의 균열 경로를 제공하면서 파면 중앙 주변 부분에 벽개파괴를 촉진한다 [13].

따라서 일반적으로는 미세공공 결합에 의한 딥플 파괴가 주 파단기구로 작용하나, 변태온도가 낮은 경우 이상조직에서의 티어링(Tearing)과 같은 다른 크랙 발생기구 작동 시 벽개파괴가 발생하므로 연성에 크게 영향을 미친다는 것을 알 수 있었다.

### 3.2 오스테나이트 결정립 크기의 영향

오스테나이트로부터 펄라이트로 상변태시, 펄라이트 콜로니에서의 페라이트 방위는 인접한 오스테나이트와 결정방위 관계를 갖는데, 같은 오스테나이트 결정립으로부터 핵생성된 펄라이트 콜로니는 같은 (100) 페라이트 방위를 갖는다. 인장시험 또는 충격

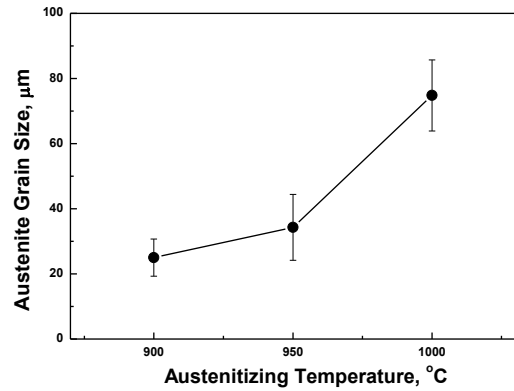


Fig. 7 The variations of austenite grain size with austenitizing temperature in steel A

시험시 같은 페라이트 방위를 갖는 미세조직 단위들이 하나의 벽개파면의 크기를 갖게 되므로, 오스테나이트 결정립 크기가 작아지면 벽개파면 크기가 작게 되어, 벽개(cleavage) 파괴가 지연된다고 보고되었다[14,15].

한편, 가열온도의 영향은 오스테나이트 결정립 크기의 영향으로 표현되는데, Fig. 7에 steel A의 가열온도에 따른 오스테나이트 결정립 크기를 나타내었다. 900°C와 950°C 조건에서는 25μm와 34 μm로 큰 변화가 관찰되지 않았으나 1000°C 조건에서는 74 μm로 급격한 결정립 성장이 관찰되었다. 한편 가열온도에 따른 기계적성질 변화는 Fig. 1과 같이 가열온도 증가에 따라 인장강도 저하 및 단면감소율 저하가 관찰되었다. 특히 가열온도 증가에 따른 단면감소율 저하는, 오스테나이트 결정립 크기의 증가로 상변태시 생성되는 펄라이트 중 페라이트 방위가 같은 부분의 크기가 증가하게 되어 인장시험시 벽개파괴가 활발해지는데 기인한다. 따라서 Fig. 6에서의 인장파단면에서의 벽개파단면 분율이 가열온도 상승에 따라 증가하는 현상으로 Fig. 1-b)에서의 단면감소율의 저하를 설명할 수 있다.

### 3.3 탄소함량의 영향

일반적으로 강선의 탄소함량 증가는 펄라이트 내의 시멘타이트 분율증가로 강도 향상과 함께 연성저하를 유발한다. Fig. 8에 950°C에서 3분 가열한 강선들의 변태온도와 탄소함량에 따른 인장강도와 단면감소율의 변화를 나타내었다. 탄소함량 0.1% 상승에 따라 인장강도가 약 100MPa 수준으로 상승함을 관찰할 수 있으며, 단면감소율 역시 현격하게 저하

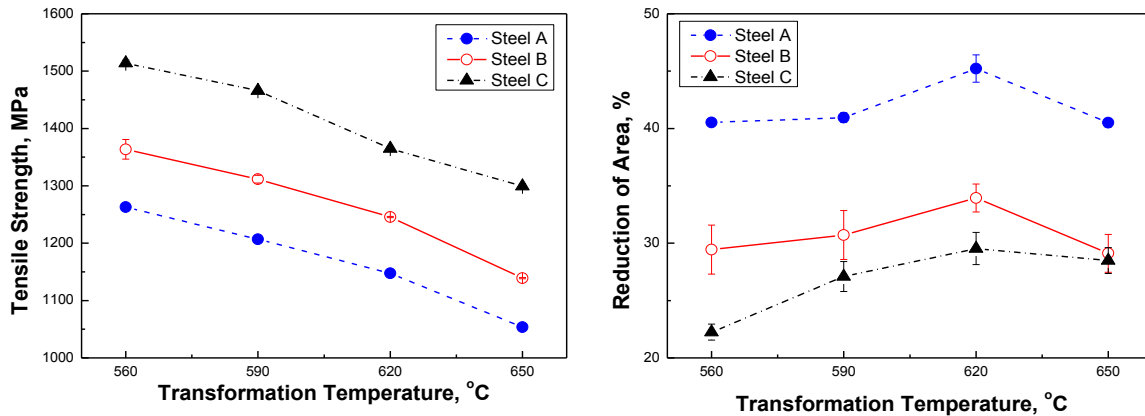


Fig. 8 The effects of isothermal transformation temperatures and carbon contents on (a) tensile strength and (b) reduction of area in steels austenitized at 950 °C for 3min

함을 알 수 있다. 한편 Fig. 4에서의 steel A와 steel B의 인장파단면을 비교해보면, 0.8% 수준의 탄소함량을 가진 steel A보다 0.92% 수준의 탄소함량을 갖는 시편의 파단면에서 벽개파괴의 형태가 더 빈번하게 관찰되어, 탄소함량 증가가 단면감소율에 크게 영향을 미침을 알 수 있다.

이상의 분석으로부터, 본 연구에서는 과공석 강선에서 항온변태 온도와 오스테나이트 결정립 크기가 단면감소율에 영향을 미치나, 탄소함량의 변화가 더 급격한 단면감소율의 변화를 일으키는 인자로 작용함을 알 수 있었다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 과공석 펄라이트 강선에서 탄소함량, 가열온도 및 항온변태 조건에 따른 미세조직 변화 및 이에 따른 기계적 성질의 변화와 이들과 단면감소율의 관련성에 대해 고찰한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 항온변태온도의 저하에 따라 인장강도는 연속적으로 상승이 이루어진 반면, 단면감소율은 620°C에서 최대값을 보인 후, 감소하는 경향을 보였으며, 이는 낮은 변태온도에서의 이상 미세조직 발생과 높은 변태온도에서의 전단 크래킹 발생에 기인되는 것으로, 인장시험 후 파단면에서 혼합파면에서 벽개파괴의 분율 변화로 확인하였다.

(2) 가열온도의 상승은 오스테나이트 결정립 크기의 증가를 유발하였고, 이에 따라 인장강도와 단면

감소율이 저하하였으며, 인장시험 후 파단면에서의 벽개파단 분율증가로 이를 확인하였다.

(3) 탄소함량의 증가는 펄라이트 내의 시멘타이트 분율 증가효과로 인장강도 상승과 함께 이에 따른 인장시험시 벽개파괴 증가효과로 단면감소율 저하를 발생시켰다.

(4) 항온변태 온도와 오스테나이트 결정립 크기가 단면감소율에 영향을 미치나, 탄소함량의 변화가 더 급격한 단면감소율의 변화를 일으키는 인자로 작용함을 알 수 있었다.

#### REFERENCES

- [1] J. M. Hyzak, I. M. Bernstein, 1976, The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels, Metall. Trans. A, Vol. 7, No. 8, pp. 1217~1224.
- [2] D. J. Alexander, I. M. Bernstein, 1989, Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel, Metall. Trans. A, Vol. 20, No. 11, pp. 2321~2235.
- [3] J. J. Lewandowski, A. W. Thompson, 1986, Effects of the Prior Austenite Grain Size on the Ductility of Fully Pearlitic Eutectoid Steel, Metall. Trans. A, Vol. 17, No. 3, pp. 461~472.
- [4] K. Nakase, I. M. Bernstein, 1988, The Effect of Alloying Elements and Microstructure on the Strength and Fracture Resistance of Pearlitic Steel, Metall. Trans. A, Vol.19, No. 11, pp. 2819~2829.

- [5] B. Garbarz, B. Pickering, 1988, Effect of Pearlite Morphology on Impact Toughness of Eutectoid Steel Containing Vanadium, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 4, No. 4, pp. 328~334.
- [6] G. Miyamoto, Y. Karube, T. Furuhashi, 2016, Formation of Grain Boundary Ferrite in Eutectoid and Hypereutectoid Pearlitic Steels, *Acta Mater.*, Vol. 103, pp. 370~381.
- [7] T. Chairuangsri, D. V. Edmonds, 2000, Abnormal Ferrite in Hyper-eutectoid Steels, *Acta Mater.*, Vol. 48, No. 7, pp. 1581~1591.
- [8] H. Rastegari, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, 2015, Investigating the Effects of Short Time Austenitizing and Cooling Rate on Pearlitic Microstructure and Mechanical Properties of a Hot Rolled Plain Eutectoid Carbon Steel, *Mater. Des.*, Vol. 67, pp. 217~223.
- [9] L. E. Miller, G. C. Smith, 1970, Tensile Fractures in Carbon Steels, *J. Iron Steel Inst.*, Vol. 208, pp. 998~1005.
- [10] M. Dollar, I. M. Bernstein, A. W. Thompson, 1988, Influence of Deformation Substructure on Flow and Fracture of Fully Pearlitic Steel, *Acta Metall.*, Vol. 36, No. 2, pp. 311~320.
- [11] D. A. Porter, K. E. Easterling, G. D. W. Smith, 1978, Dynamic Studies of the Tensile Deformation and Fracture of Pearlite, *Acta Metall.*, Vol. 26, pp. 1405~1422.
- [12] A. V. Makarov, R. A. Savrai, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, L. Y. Egorova, 2007, Mechanical Properties and Fracture upon Static Tension of the High-carbon Steel with Different Types of Pearlite Structure, *Phys. Met. Matall.*, Vol. 104, No. 5, pp. 522~534.
- [13] V. I. Izotov, V.A. Pozdnyakov, E. V. Luk'yanenko, O. Yu. Usanova, G. A. Filippov, 2007, Influence of the Pearlite Fineness on the Mechanical Properties, Deformation Behavior, and Fracture Characteristics of Carbon Steel, *Phys. Met. Matall.*, Vol. 103, No. 5, pp. 519~529.
- [14] D. J. Alexander, I. M. Bernstein, 1984, Microstructural Control of Flow and Fracture in Pearlitic Steels, *Phase Transformations in Ferrous Alloys*(Ed. by A. R. Marder and J. I. Goldstein), *Metall. Soc. AIME*, Philadelphia, pp. 243~257.
- [15] Y. J. Park, I. M. Bernstein, 1979, The Process of Crack Initiation and Effective Grain Size for Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel, *Metall. Trans. A*, Vol. 10, No. 11, pp. 1653~1664.