

# 고강도강선의 신선 가공량 및 열처리 조건이 기계적 성질에 미치는 영향

이중원<sup>1</sup>, 이용신<sup>2</sup>, 박경태<sup>3</sup>, 남원종<sup>#,1</sup>

## The Effects of Drawing Strain and Annealing Condition on Mechanical Properties of High Strength Steel Wires

J. W. Lee, Y. S. Lee, K. T. Park and W. J. Nam

<sup>1</sup>School of Advanced Materials Engineering, Kookmin University, Seoul, 136-702, Korea

<sup>2</sup>School of Advanced Mechanical and Automotive Engineering, Kookmin University, Seoul, 136-702, Korea

<sup>3</sup>Division of Advanced Materials Science and Engineering, Hanbat University, Taejeon, 305-343, Korea

### Abstract

The effects of annealing temperature and time on mechanical properties and microstructures were investigated in cold drawn pearlitic steel wires. During annealing, the increment of the tensile strength at low temperatures found to be due to age hardening, while the decrease in the tensile strength at high temperatures was attributed to age softening, involving the spheroidization of lamellar cementite and recovery of lamellar ferrite. Since tensile strength and the occurrence of the delamination would be closely related to the dissolution of cementite, the lower annealing temperature and the increase of drawing strain caused the higher tensile strength and the easier occurrence of the delamination in cold drawn pearlitic steel wires.

**Key Words** : Wire drawing, Pearlite, Cementite, Ferrite, Delamination

### 1. 서론

고탄소 강선은 상업적으로 상용되는 강 중에서 가장 높은 인장강도를 갖는 재료 중 하나이며 신선 가공에 의해 연성의 감소 없이 경제적이면서 효과적으로 인장강도를 증가시킬 수 있기 때문에 신선 가공공정에 의한 고강도 강선의 발전은 강재 산업에서 중요한 부분이 되었다. 현재 2GPa의 인장강도를 가지는 신선 가공된 강선은 현수교의 케이블에 사용되고 있으며[1,2], 타이어의 보강재로 쓰이는 타이어 코드에는 3GPa 이상의 강도를 갖는 강선이 사용되고 있다.

열악한 환경에 노출되게 되는 교량용 강선은 일반적으로 부식에 대한 저항성을 높이기 위해 신선 가공 후 450도 부근에서 아연도금 공정을 거친다.

아연도금 열처리 조건에 따라 시효 연화 현상

혹은 시효 경화 현상에 의해 강선의 강도가 변화하게 된다[3,4]. 그러므로 교량용 고강도 강선의 신선 가공 후 열처리에 의한 시효 경화 현상 및 시효 연화 현상을 이해하고 예측할 필요가 있다. 이전 연구자들이 펄라이트 강의 신선 가공에 의한 시멘타이트의 국부적인 분해인 동적시효가 연구 되어왔다[5-9]. 시멘타이트의 분해 기구는 두 가지 메커니즘으로 설명되는데 한 가지는 페라이트 계면의 전위와 시멘타이트 내의 탄소원자와의 상호 반응[5,6]이며 또 다른 한 가지는 신선 가공으로 인한 시멘타이트의 계면에너지가 불안정해짐으로 인해 분해된다고 보고되어 왔다[3]. 이렇게 신선 가공으로 인해 시멘타이트가 분해하게 되는데, 이는 탄소원자의 확산을 말하며 후속 열처리 시 온도와 시간의 증가는 층상 시멘타이트의 분해를 가속화시키게 된다.

1. 국민대학교 신소재공학부

# 교신저자: 국민대학교 신소재공학부,

E-mail:wjnam@kookmin.ac.kr

시효 경화 기구는 낮은 온도에서 열처리하는

동안 층상 페라이트의 분해된 탄소 원자의 확산과 전위의 피닝효과에 의해 설명된다[5,6]. 반면 시효 연화 기구는 높은 온도에서 층상 시멘타이트의 분절과 구상화, 층상 페라이트의 회복 및 재결정의 발생함으로써 나타난다. 그러므로 아연도금 과정 중 시효 경화와 시효 연화의 억제제가 현수교용 고강도 강재의 개발에서 가장 중요한 부분이다.

한편 아연 도금 고강도 강선을 산업에 적용하기 위해 로프형태로 연선하는 과정에서 발생하는 파단 형태인 델라미네이션(Delamination)을 줄이기 위한 노력으로 델라미네이션 발생의 원인을 찾기 위해 많은 연구자들이 노력하여왔다. 신선가공 중 발생하는 동적시효는 델라미네이션 발생에 큰 영향을 미치는 것으로 도출되었다[3]. 이에 따라 동적 시효 발생을 억제하기 위한 노력이 진행되어 왔다. 이와 같이 동적 시효 및 신선 가공 이후 아연 도금과 같은 열처리에 의한 정적 시효가 델라미네이션 발생에 미치는 영향을 파악에 대한 연구가 이루어져야 한다.

이러한 배경 하에 본 연구에서는 신선 가공량 및 열처리 조건이 강선의 기계적 성질과 델라미네이션 발생에 끼치는 영향을 연구하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 소재는 열간압연 후 스텔모아(Stelmor) 방식의 냉각을 실시한 13mm의 강선이며, 화학성분은 표 1에 나타내었다.

열간 압연된 강선(직경 13mm)은 산세 처리 후 7.40mm ( $\epsilon=1.13$ , 67.6%)에서 3.95mm ( $\epsilon=2.38$ , 90.8%)까지 패스 당 20%의 단면감소율로 신선하였다. 아연 도금을 모사하기 위한 열처리온도는 425, 450, 475, 500도에서 실시하였으며, 열처리시간은 30초, 1분, 15분, 1시간이다. 인장 실험은 상온에서  $8.3 \times 10^{-4}$ /s의 초기변형 속도로 실시하였다. 비틀림 실험 역시 상온에서 30r.p.m.의 속도로 실시하였다.

Table 1 Chemical composition of steel wire (wt.%)

C	Mn	Si	Cr
0.9018	0.302	0.173	0.17

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 강선의 기계적 성질

강선의 신선 가공량에 따른 인장강도 변화를 그림 1에 나타내었다.

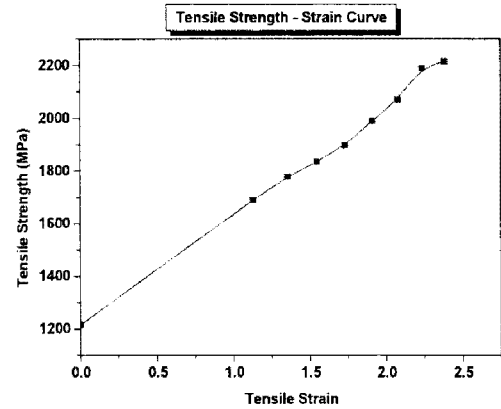


Fig. 1 The variation of tensile strength with drawing strain in cold drawn pearlitic steel wires

그림에서 알 수 있듯이 신선 가공 전 초기선경 13mm의 강선은 인장강도가 1200MPa을 나타내지만 신선 가공량의 증가로 인해 인장강도가 선형적으로 증가한다. 이는 신선 가공량의 증가로 인한 전위밀도 증가 및 펄라이트 층상간격 미세화 효과로 인한 강도 향상을 보이고 있다. 한편 강선이 열처리 온도 및 시간에 따른 인장강도의 변화를 그림 2, 3에 나타내었다.

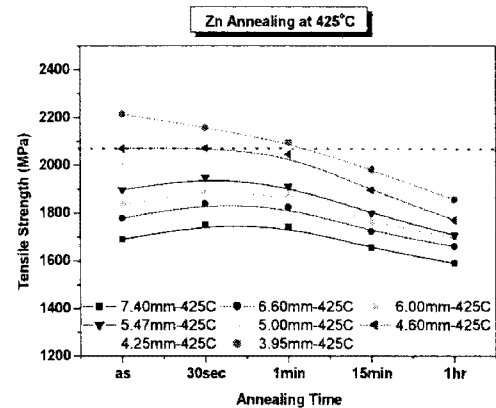


Fig. 2 The variation of tensile strength with annealing time at 425C

그림 2에서 알 수 있듯이 425도 저온에서의 열처리 시 대부분 30초, 1분에서 초기 대비 인장

강도의 증가를 보이는 시효경화 현상이 일어난 반면 15분, 1시간으로 열처리 시간이 증가함에 따라 강도가 연속적으로 감소하는 시효연화 현상이 일어난다. 그리고 신선 가공량이 증가할수록 열처리 시간의 늘어남에 따라 인장강도의 감소폭이 증가한다. 이는 신선 가공 공정을 통한 동적 시효로 인하여 시멘타이트 분해를 증가시키며 이는 열처리를 함에 따라 분해가 더 가속화되기 때문이다.

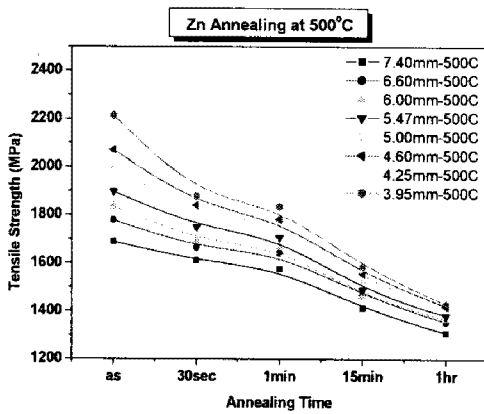


Fig. 3 The variation of tensile strength with annealing time at 500C

그림 2와 3을 비교하면 열처리 온도가 높아짐으로써 시효경화 현상은 사라지며 열처리 시간이 증가함에 따라 강도가 감소하는 시효연화 현상만이 나타난다. 이는 열처리온도가 높아짐에 따라 시멘타이트 분해를 가속화 시키기 때문이다. 또한 저온에서의 열처리와 마찬가지로 신선 가공량이 증가함에 따라 인장강도의 감소폭이 증가한다.

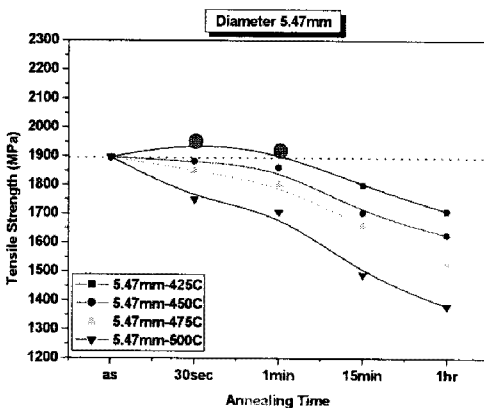


Fig. 4 Occurrence of Delamination in 5.47 mm

### 3.2 비틀림 실험

신선 가공량 및 열처리 조건이 연선 과정 중 델라미네이션 발생에 끼치는 영향을 모사하기 위해 신선 가공 후 열처리 된 강선을 비틀림 실험하였다. 열처리 전의 as-drawn 상태에서 델라미네이션의 발생 여부를 표 2에 나타내었다.

Table 2 Occurrence of delamination of drawn wires

Drawn Wire Diameter (mm)	Delamination
7.40, 6.60, 6.00, 5.47, 5.00, 4.60	Not observed
4.25, 3.95	Observed

표 2에서 알 수 있듯이 델라미네이션 발생은 신선 가공량이 증가할수록, 인장강도가 상승할수록 델라미네이션 발생이 쉬움을 알 수 있다. 이는 신선 가공량이 증가할수록 동적 시효에 의해 시멘타이트 분해가 가속화 되었기에 델라미네이션 발생을 촉진 시켰음을 명확히 보여진다. 델라미네이션 발생은 신선 가공 중 동적 시효에 의해 확산된 탄소 원자와 페라이트 기지 내의 전위와의 고착으로 인하여 페라이트는 탄소원자를 과포화 고용시키게 되고, 탄소 원자의 과포화 고용으로 인해 국부적으로 경화된 페라이트에 비틀림 시험 중 극심한 전단응력이 가해지는 것이 원인이라 하였다[10].

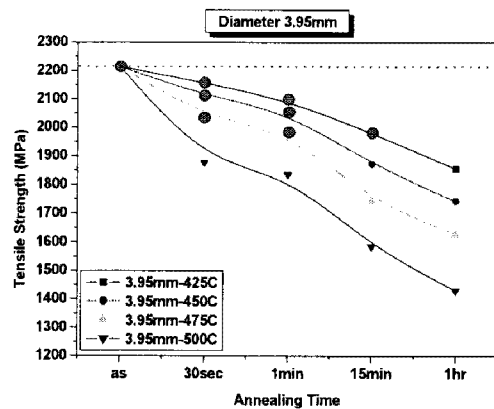


Fig. 5 Occurrence of Delamination in 3.95 mm

각기 신선 가공량이  $\epsilon = 1.73, 2.38$ 인 강선에서 열처리 조건에 따른 인장강도 및 델라미네이

선 발생을 그림 4, 5에 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 저온에서는 딜라미네이션이 발생하고 고온에서는 딜라미네이션이 발생하지 않는 경향성을 나타낸다.

신선 가공 후 저온에서의 열처리 시 시멘타이트 내 탄소 원자가 페라이트로의 확산이 가속되게 되는데 이로 인하여 경화된 페라이트는 비틀림 시험 중 가해지는 전단응력에 의해 크랙이 생성되고 전파되어 딜라미네이션이 발생한다. 어닐링 온도가 상승하게 되면 열처리 전 초기 상태의 강선에서 딜라미네이션이 발생했음에도 열처리 과정을 거치면서 딜라미네이션 발생이 없어졌다. 이는 고온에서 탄소원자의 확산이 더 원활하여 기존에 알려졌던 층상 시멘타이트의 분절과 구상화, 층상 페라이트의 회복 및 재결정 그 이상으로 확산이 진행됨으로써 미세공공의 소멸, 층상 시멘타이트의 분해 및 페라이트로의 확산 등으로 탄소 분포가 균일해짐으로써 이와 같은 현상이 나타난 것으로 보인다.

신선 가공량의 증가할수록 동적 시효정도가 더 진행되고 이는 후속 열처리 시 정적 시효 현상을 더 진행되게 함으로써 딜라미네이션 발생을 일으킨다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 실리콘을 0.173wt% 포함한 냉간 신선한 펄라이트 강선에서 신선 가공량과 열처리 조건이 기계적 성질과 딜라미네이션 발생에 끼치는 영향을 연구하였다.

(1) 본 연구에서는 425°C에서 30초, 1분 열처리 시에는 시효 경화 현상에 의해 초기에 비하여 인장강도의 증가를 보였으나 열처리 온도 및 유지시간의 증가 시에는 시효 연화 현상에 의해 인장강도가 연속적으로 감소하였다.

(2) 425, 450°C와 같은 저온에서의 열처리 조건에서 딜라미네이션이 발생하였다.

(3) 신선 가공량이 증가함으로써 시멘타이트 분해가 활발하여 딜라미네이션 발생 빈도가 증가하였고 열처리 시에도 딜라미네이션 발생 빈도가 증가하였다.

#### 참고 문헌

- [1] T. Tarui, S. Nishida, A. Yoshie, H. Ohba, Y. Asano, and I. Ochiai, *Nippon Steel Tech Rep.* 80, 44 (1999).
- [2] H. Tashiro, S. Nishida, T. Tarui, S. Ohashi, S. Sasaki, and K. Nakamura, *Nippon Steel Tech Rep.* 80, 38 (1999).
- [3] J. Languillaume, G. Kapelski, and B. Baudalet, *Acta mater.*, 45, 1201 (1997).
- [4] T. Tarui, T. Takahashi, S. Ohashi and R. Uemori, *Iron and Steel Maker*, 21, 25 (1994).
- [5] V. N. Gridnev and V. G. Gavrilyuk, *Phys Metals*, 4, 531 (1982).
- [6] V. N. Gridnev, V. V. Nemoshkalenko, Y. Y. Meshkov, V. G. Gavrilyuk, V. G. Prokopenko, and O. N. Razumov, *Phys. Status Solidi (a)* 31, 201 (1975).
- [7] F. Danoix, D. Julien, X. Sauvage, and J. Copreaux, *Mater. Sci. Eng. A* 250, 8 (1998).
- [8] H. G. Read, W. T. Reynolds Jr., K. Hono, and T. Tarui, *Scripta materialia* 37, 1221 (1997).
- [9] K. Hono, M. Onuma, M. Murayama, S. Nishida, A. Yoshie, and T. Takahashi, *Scripta materialia* 44, 977 (2001).
- [10] N. Maruyama, T. Tarui, H. Tashiro, *Atom probe study on the ductility of drawn pearlitic steels*, *Scripta Materialia*, 46, 599.(2002)