ピアノ線の低温焼鈍後の加工軟化について*

中 村 虔一**、中 村 吉 宗**

Kenichi Nakamura and Yoshimune Nakamura: Work-Softening of Piano Wire After Aging. The softening appearing in drawn high-carbon steel wire when lightly cold-worked after low temperature annealing was examined. A 0.83%C piano wire subjected to patenting ($980^{\circ}\text{C} \rightarrow 500^{\circ}\text{C}$) at the diameter of 2.92mm and then drawn through 2 dies to the diameter of 2.51mm, was used as the specimen. The specimen was drawn, stretched and bended after being aged under various conditions. The tensile strength and the hardness distribution on the cross-section of the cold-worked specimen were measured. Softening was notable after 5~10% reduction drawing and in the compression side after repeated bending and slightly after stretching by pure tension. The cause of this softening can be considered as due to dislocation escaping away from the atmosphere of carbon and/or nitrogen atoms and to a part of internal micro-stress caused by precipitates being released by slight plastic working.

(Received July 26, 1961)

I. 緒 言

冷間引抜きを行つた高炭素鋼の引線に低温焼鈍を行い焼鈍硬化を与えた後、巻ばねに加工すると焼鈍効果が消失したり⁽¹⁾、転造によるねじ切りを行うと応力し緩が大きくなること⁽²⁾などが報告されている。また著者らは先に線引時の線温度が引線の機械的性質におよぼす影響を調べ、自己時効硬化を生じた線に弱引抜き加工を施すと引張強さが減少することを認めた⁽³⁾。これらの結果から低温焼鈍硬化を与えた引線にある程度の加工を施すと軟化現象を生ずるであろうことが察知される。この現象は物理冶金学上興味ある問題であるばかりでなく、'実際工業的見地からも巻ばねや鋼弦コンクリート用ピアノ線の加工に重要な問題となるものと考えられる。一般に金属の加工軟化現象については、バウジナガー効果によつて説明される問題は広範な実験が行われており⁽⁴⁾、焼入れによるマルテンサイト組織の鋼に

焼鈍後圧縮を加えると大きな軟化を示すことも報告されているが⁽⁵⁾、高炭素鋼の引線の低温焼鈍による硬化後の加工軟化については詳細な報告が未だ見受けられていない。そこで本研究は引線の後処理に関する一つの重要な問題としてこの現象を追求し、ピアノ線の成形あるいは鋼弦コンクリート用線の加工などに対する基礎資料を提供する目的で実験を行つたものである。

II. 試 料 お よ び 実 験 方 法

実験は引抜き加工を施した引線を低温焼鈍した後、さらに引抜き加工、単純引張および曲げ加工を行つて、それぞれの場合について断面硬さを測定した引張試験により引張強さを求めた。なお引張応力-歪線図を求めて、硬さと引張強さの変化について検討した。

使用した原線は直径2.92 mmで、これを 980°C より 500°C の鉛槽に恒温焼入れをしたものである。この原線はソルバイト組織を示し、引張強さは 126.5 kg/mm^2 、伸び率5.0%、捻回値は16であり、その化学成分はTable 1に示すようなものである。

この原線を使つて $2.92 \text{ mm} \phi \rightarrow 2.72 \text{ mm} \phi \rightarrow 2.51 \text{ mm} \phi$ と2段引で総減面率2.61%の引抜き加工を行い、これを試
(5) D.V. Wilson: Nature, 170 (1952), 30.

** 工業技術院機械試験所

* 1960年10月本会北海道大会に発表

(1) 三戸：本誌，19 (1955)，453.

(2) 金原：興国鋼線索工業 K.K. 報告，(1959).

(3) 中村，中村：J. Mech. Lab. of Japan, 2 (1956), No. 2-25.

(4) N.H. Polakowski: J. Iron Steel Inst., 169 (1951), 337.

料として低温焼鈍を行った。焼鈍後の引抜きは引張試験機を使用し引抜き速度は 70 mm/min とし、潤滑剤としては

Table 1 Chemical composition of specimen used (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N ₂
0.83	0.23	0.43	0.021	0.016	0.04	0.08	0.02	0.0083

SN 乳化油⁽⁶⁾ (40 倍の水に稀釈)を使用した。引抜き時の線温度の上昇はほとんど認められなかった。焼鈍は 350°C は鉛-錫合金溶炉で行い、それ以下については油中で行った。

硬さの測定にはピッカース微小硬さ試験機を使用し、その測定荷重はバラツキを少なくする意味から 500 g を採用した。硬さの測定は横断面直径上を 0.1 mm 間隔を目安とし、どの試料についてもほぼ 20 ~ 24 個所の測定を行い、単純引張加工による破断部については軸線を含む縦断面について行った。硬さ試料の調整は金鋸で緩やかに切断し試料バサミにとめて軽くヤスリをかけ、鏡面仕上機 (超仕上研磨機) により、切断およびヤスリ加工の影響を除くため約 1 mm 研磨した後、さらに軽くエメリーペーパー (0/4) をかけバフ研磨仕上を行った。

単純引張応力-歪線図は差動変圧器による伸び計を使用し、標点距離は 100 mm とし、荷重と伸びを同時記録できる XY 記録計により求めた。

III. 実験結果

1. 低温焼鈍後の引抜き加工による軟化

Fig. 1 (a) は原線の横断面の硬さの分布を示すものであり、Fig. 1 (b) は前述のように 2.92 mmφ → 2.72 mmφ →

Fig.1 Hardness distribution of cross section of wire.

(a); before drawing

(b); after 26.1% drawing

(c); after 5.5% drawing from (b) の部分を中間部という)。

表面では脱炭層があつて急激な低下を示している。顕微鏡で観察される脱炭層の深さは 0.15 mm である。Fig. 1 (a) および (b) で示されるように 26.1% の減面率を与えた引抜き加工によつては、断面硬さの平均値は 4Hv 程度増加したのみで加工硬化量は少ない。この結果は

原線がソルバイト組織であるためと考えられ、Andrew⁽⁷⁾ などの研究にも見受けられるところである。上述の断面硬さの平均値は、極めて表面層の脱炭部の硬さを除いた直径 18 ~ 22 個所の硬さの算術平均値である (図示の⊗印は算術平均を行う際に採用していない)。Fig. 1 (c) は 2.51 mm φ の引線をさらに 2.44 mm φ まで引抜き 5.5% の減面率を与えた引線の硬度分布を示すもので、加工硬化を示して硬度が高くなっていることがわかる。

Fig.2 Hardness distribution of cross section of wire.

(a) as annealed at 200°C for 3 min.

(b)~(g) after drawing in various reduction

のままの硬度分布も示している。

この図からわかるように焼鈍のままのものは引抜のままのもの (Fig. 1 (b)) と較べて硬さは全体に高くなるが、中心部が低く中間部が高い傾向は変らない。減面率 5.5% の引抜後は全体に減少して中心部と中間部の硬さの差が少くなりやや均一化する。減面率 10.9% では 5.5% とほぼ同様の値を示し 16.8% の場合はやや増加して新しい加工硬化が生じていることを示している。減面率 23.2% は中心部の硬さが増加して平均化している。各減面率についてそれぞれの場合の断面硬さの平均値をとると Fig. 3 のようになり、減面率 5~10% で軟化量が最大となり、減面率

Fig. 2 は前述のように 26.1% の減面率を与えた 2.51 mm φ の引線を 200°C で 3 分間焼鈍した後、1 回の引抜きで 2.49 mm φ, 2.47 mm φ, 2.44 mm φ, 2.38 mm φ, 2.29 mm φ および 2.20 mm φ に引抜いた場合の硬さ分布を示したものである。それぞれの引抜きにおける減面率は 1.6%, 3.2%, 5.5%, 10.1%, 16.8% および 23.2% である。なお同図には焼鈍の

(6) 中村, 栗原: 機械試験所報, 15 (1961) .442.

(7) J.H. Andrew. J. Iron Steel Inst., 165 (1950), 145, 369.

約 23 % で焼鈍硬化の値にはほぼ一致する。引張強さも硬さと同様の傾向を示しているが、減面率 23.2 % の場合でも

Fig. 3 Changes in tensile strength and average hardness of cross section of wire due to drawing in various reduction after annealed at 200°C for 3 min.

焼鈍のままのものよりやや低い値である。以上の結果から、低温焼鈍硬化線に対してはその後の小さな減面率を与える引抜加工では軟化を起し、引張強さは 23 % 程度の減面率を与える引抜加工でも増大しないことがわかる。

つぎに焼鈍時間の影響を調べるため、まず焼鈍温度 100°C で種々時間をかけて焼鈍した線と、その後減面率 5.5 % の引抜加工を施した場合の断面硬さおよび引張強さを測定した。Fig. 4 は断面硬さの平均値と引張強さの変化

Fig. 4 Tensile strength and average hardness of cross section of wire, annealed at 100°C for various annealing time and drawn 5.5% reduction respectively.

を示したものである。焼鈍による硬化は 24 時間でも増加の傾向を示しており、その後の引抜加工では焼鈍時間の大きかったものほど軟化量が增大している。引張強さは焼鈍時間を 3 時間としたものまでその後の引抜加工でごくわずかに増加するようであるがほとんど変化がないといえる程度で、焼鈍が 3 時間以上行われたものは明らかに低下している。

焼鈍温度 250°C で同様の実験を行った結果は Fig. 5 に示される通りである。図に示されるように焼鈍による硬化は、焼鈍時間 30 秒までは硬さ、引張強さともにほとんど直線的に増加し、焼鈍時間 2 分以上になると徐々に低下する。各時間焼鈍した後 5.5 % の減面率を与える引抜加工を行うと、いずれも硬さは低下し特に 30 秒以上ではほぼ一定の平均断面硬さの減少を示している。引張強さは 20 秒間焼鈍したものがその後の引抜加工によつて最大の低下を示し、焼鈍時間が約 2 分以上のものは硬さと逆に増加して

いる。断面硬さ分布は焼鈍によつて中心部と中間部の硬さの差が少なくなるが、その後の引抜きによつて全体に低下するとともにその差が大きくなる傾向を示した。

Fig. 6 は焼鈍温度 350°C で同様の実験を行った結果である。図に示されるように焼鈍硬化は短時間で生じ、5 秒程度で最大の硬化を示し、硬さは Hv 50 程度上昇する。減面率 5.5 % の引抜加工を行ったものは、引張強さはほとんど一様な増加を示し逆に平均断面硬さは Hv 402 ~ 403 の一定値まで低下して、焼鈍時間の長かつたものほど

Fig. 5 Tensile strength and average hardness of cross section of wire, annealed at 250°C for various annealing time and drawn 5.5% reduction respectively.

Fig. 6 Tensile strength and average hardness of cross section of wire, annealed at 350°C for various annealing time and drawn 5.5% reduction respectively.

軟化量は減少する。

なお以上述べた各焼鈍温度における実験結果より、焼鈍による硬化量に対する焼鈍後の引抜加工による軟化率は焼鈍時間の短かつたものほど大きくなる傾向を示している。

2. 低温焼鈍後の単純引張および曲げ加工による軟化

まず 300°C で 2 分間焼鈍し硬化した線に単純引張加工を行った場合の断面硬さの変化および引張り破断部の硬さの分布を調べた。引張加工は引張試験機により、破断まで 7 段階の荷重を与えそれぞれの荷重で 2 分間停止した後荷重を除いたものを試料とした。

断面硬さの平均値は引張応力の増加にともなつてほぼ直線的に減少する。Fig. 7 は断面の硬さ分布を示すもので、

単純引張応力を加えることによって中心部より中間部の硬さの低下が大きく、大きな引張応力を与えた場合ほど、硬さの分布が均一化されることを示している。

Fig. 7 Hardness distribution of cross section of wire stretched after annealed at 300°C for 2 min.

Fig. 8 Hardness distribution of longitudinal section of fractured wire by pure tension after annealed at 300°C for 2 min.

示している。図に示す (c) 部は局部収縮が始まっているところで、この部分から硬さは低下し、(b) 部で最も低く、さらに破断面に向つては増大している。破断面に近い部分 (a)、硬さが最も低い部分 (b)、局部収縮の始まっている部分 (c) および平行部 (d) について、それぞれの断面収縮率は Table 2 に示す通りである。

Table 2 Local contraction of area and hardness of fractured section by pure tension.

Position measured	Distance from fractured surface (mm)	Local contraction of area (%)	Hardness (average) Hv
As aged.	—	—	414
(a)	0.15	36.5	397
(b)	1.5	11.5	383
(c)	3.0	0.8	387
(d)	7.0	0.8	404

また Fig. 9 はそれぞれの部分の横断面の硬さの分布を示すものである。最大の軟化を示す部分の断面収縮率が 11% であつて、この部分より破断面に向つて新しい加工硬化が表われていることは、前節で述べた低温焼鈍後の引抜加

工における減面率の関係と同様の傾向を示している。以上のような結果と較べる目的で、原線から 2 段引で全減面率

Fig. 9 Hardness distribution of cross section of fractured wire by pure tension after annealed at 300°C for 2 min.

Fig. 10 Hardness distribution of longitudinal section of fractured wire by pure tension after drawn 26.1% reduction.

く、焼鈍後の場合のように軟化現象は認められない。同じように引抜きを行つた線に単純引張応力を加えた場合および破断面について硬さを測定した西岡と安国氏⁽⁸⁾および太田氏⁽⁹⁾の実験結果でも硬化が認められているのみである。したがつて引張破断面の硬さの低下は時効硬化線の特殊な軟化現象といえよう。

つぎに低温焼鈍後の曲げ加工の影響を調べるため、前述のように 2.51mmφ の引線を 200°C で 3 分間および 350°C で 1 分間焼鈍した後、半径 9 mm の工具に沿つて 90° 片側曲げ加工を行つた場合とさらに反対方向に 90° 曲げた場合について、その断面硬さの変化を測定した。Fig. 11 は 350°C で 1 分間焼鈍した場合の結果を示すもので、曲げの内側すなわち圧縮を受けている部分では硬さは Hv 40~50 の低下を示している。1 回繰返し曲げを加えたものは最初引張応力を受けた側が圧縮応力を受けることになるが、片側曲げの結果より軟化が大きくなっている。また最初圧縮応力を受け次に引張応力を受ける側の中間部は図示のようにもとの高い硬さを示している。焼鈍温度 200°C の場合

(8) 西岡, 安岡: 本誌, 23(1959), 515.

(9) 太田: 本誌, 20(1956), 489.

も同様の結果を示した。

IV. 考 察

以上の実験結果より、低温焼鈍による硬化線はその後の

Fig. 11 Hardness distribution of cross section of bended wire after annealed at 350°C for 1 min.

加工によつて軟化する現象が明らかになったが、250°Cで2分間以上焼鈍したものあるいは350°Cで焼鈍したものは、その後の引抜加工によつて引張強さが増大し、硬さの低下とは逆の傾向を示した点を調べるため、引張応力-ひずみ線図を求めて検討した。Fig. 12(a)は200°Cで3分間焼鈍した後減面率5.5%の引抜きを加えた場合で降伏応力およびそれ以上の同一歪量に対する引張応力とも低下して硬さの減少と一致する。同図(b), (c)は350°Cで焼鈍した場合を示すもので、5秒および20分間焼鈍したものと、その後の減面率5.5%の引抜加工によつて降伏応力は低下するが、伸び率0.5~0.6%以上のひずみ量に対する引張応力は高い値を示している。図示の引張応力は公称引張応力で真応力ではないが、降伏応力程度では局部収縮を起していないから、焼鈍後の引抜加工によつて初期の変形抵抗が小さくなることを示している。また押込みにおける平均接触圧力すなわち押込み硬さは降伏応力の約3倍になることが認められている⁽¹⁰⁾。この初期の変形抵抗の差が硬さの低下することと一

(10) F.P. Bowden, D. Tabor: "The Friction and Lubrication of Solids" (1950), 12 Oxford, Clarendon Press.

致しており、いずれにしても硬さは低下するが引張破断応力は増大するという現象は引張応力-ひずみ線図からも推察することができる。

低温焼鈍による硬化は溶質原子が拡散にともなつて転位

Fig. 12 Stress-strain diagrams of drawn wire in 5.5% reduction after aged.

(a) drawn after annealed at 200°C for 3 min.
(b) (c) drawn after annealed at 350°C for 5 sec. and 20 min. respectively.

その他の格子欠陥に集まるためのいわゆる Cottrell 効果とさらに炭素および窒素化合物の析出によるものが考えられる。したがつて時効硬化後の加工による軟化現象は、溶質原子の雰囲気から転位が脱出することによるものと、析出物によつてその場に作られた微視的内部応力が外力によつて一部解放されることによるものと考えられる。

曲げ加工による圧縮側では他の加工方法によるよりもより大きな軟化が認められたが、これは引抜線に圧縮応力を加えることによるバウシinger効果によつて軟化すること含まれているものと考えられる。

V. 結 言

以上のような実験結果から高炭素鋼線に低温焼鈍硬化を与えた後弱加工を施すと軟化現象を示すことが明らかになった。従つて焼鈍効果を利用する場合はその後の取扱いに注意することが重要であり、低温焼鈍はすべての加工が終了後に行うことが最も好ましい。しかし製造上これが不可能の場合は低温焼鈍効果とこの軟化現象を考慮に入れて適当な焼鈍条件を求めなければならないと考えられる。この軟化現象の原因についてはさらに考察を要する問題であり、今後実験を続行する予定である。