

針金の剛性率の加工及び焼鈍による変化について**

山 本 博* 武 井 英 雄*

Hiroshi Yamamoto and Hideo Takei: On the Change of the Modulus of Rigidity in Metals caused by Cold Drawing and Annealing.

The present experiment has been carried out to ascertain the effect of the cold drawing or annealing on the modulus of rigidity of α -brass and mild steel wires, and at the same time the electric resistance was measured. For this purpose, we made use of the methods of torsion pendulum and potentiometer.

The results obtained are as follows: (1) So far as the reduction of area is less than about 30 %, the modulus of rigidity of α -brass wire gradually decreases with the increase of the degree of cold drawing, but after the decrease it gradually rises with the degree of cold drawing. (2) Two remarkable parts are found in the form of the curves of the modulus of rigidity of the cold drawn brass wires as the function of the annealing temperature. The first part is the small peak (or similar phenomenon) of the modulus of rigidity at low temperature 100~210°, and the second, the large peak at 300~450°. (3) This phenomenon coincides well with the change of the electric resistance in α -brass wires of high degree of cold drawing. (4) In the α -brass wires of lower degree of cold drawing, such as 12%, 22% and 33% reduction of area, the modulus of rigidity is more sensible for recovery and recrystallization than electric resistance. Though the change of rigidity by annealing is remarkable, that of the electric resistance is very small. (5) In a mild steel the change of rigidity by cold drawing is more complex, and the modulus of rigidity of cold drawn mild steel can be improved by short time annealing at 300~500°

(Received October 21, 1951)

I. 緒 言

一般に金属材料が冷間加工を受けた時にその剛性率が如何に變化するか、また冷間加工をした金属材料を低温で焼鈍した場合にその剛性率が如何に變化するかについてはすでに若干の研究がある⁽¹⁾⁽²⁾。すなわち河合博士の研究では種々の金属および合金についての剛性率が硬度とともに測

定してあり、作井博士の研究はピアノ線について色々の方面からその剛性率が論じられている。しかし α 黄銅線の剛性率についての研究は少ないようで、上記の河合博士の研究では加工度 40 % まで行われている。また最近では従来ばね材料として使用している磷青銅は加工が困難なため、加工の容易な α -黄銅系の合金をもつてこれを代用せんとする傾向があるので、著者等は α -黄銅線について冷間引抜加工および焼鈍による剛性率の變化を加工度、焼鈍温度、焼鈍時間について調べた。

なお剛性率の變化とともに、電気抵抗をも測定して考察の参考とした。本報告にてその結果を報告する。また縫針

* 廣島大學工學部

** 1951年10月本會神戸大會に發表

(1) T. Kawai Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ., 20 (1930), 681

(2) 作井, 科學研究所報告, 2 (1950), 85.

用軟鋼線についても同様な實驗を行つた。

II. 實驗試料および實驗方法

1. α-黄銅線

試料は古河電氣工業株式會社製の 650° で 2 hr 焼鈍された直径 2.20 mm の α 黄銅線で、冷間線引して径 0.6 mm の線にする途中で適當に中間焼鈍(650°, 2 hr)を行つて加工度の異なつた (0, 3, 12, 22, 31, 41, 49, 59, 70, 82, 90, 93%) 12 種の試料を用意した。その分析結果を Table 1 に示す。

Table 1 Composition of α-Brass.

Cu %	Zn %	Fe %	Al %	Ni %	Pb %
68.61	31.20	0.11	0.04	0.04	trace

剛性率の測定は振り振動法を採用し、試料の長さは 60 cm とし、針金の直径はマイクロメーターで 1/1,000 mm まで讀んだ。振子の重さは 780 g で、その慣性モーメントは 11000 g · cm² であつた。振子の周期は 50 回の平均をとり 1/10 sec まで讀んだ。

焼鈍は salt bath (KNO₃+NaNO₂) を使用し、焼鈍温度は 100~600° の間を 50° とびに選び、各温度で 10 分間焼鈍して水中に急冷した。電気抵抗は熱處理したものを常温で測定したのであつて、電壓測定部の長さは 30 cm とし 0.1 μΩ の標準抵抗と比較して Potentiometer で測定した。

2. 軟鋼線

試料は約 0.15 % C の軟鋼線で縫針用線材である(廣島 M 會社より贈與されたもの)。その線引過程は次の如くであつた。5mmφ→3.9 mm→3.35→3.0→2.65→2.33→中間焼鈍 900°→酸洗→2.10→1.60→1.40→1.25→1.08→0.9 mm。

本實驗では測定装置の都合で中間焼鈍以後のものについて行つた。得られた試料の加工度は 0, 40, 52, 65, 73, 82 % の 6 種のものであつて、40 % 以下の加工度のものが入手出来なかつたのは残念であつた。測定方法は α 黄銅の時と同じで、重りとしては圓環數枚を使用した。圓環は内径 13 cm, 外径 19 cm, 高さ 3 cm で、重さは 3.423 kg である。焼鈍には次の bath を用いた。

焼鈍温度 100° 沸騰水, 200~300° 鹽浴 (NaNO₂+KNO₃), 350~820° 鉛浴。

III. 實驗結果および考察

1. 黄銅線

(1) 剛性率-加工度曲線

加工度 0, 3, 12, 22, 31, 41, 49, 59, 70, 82, 90, 92 % の 12 種の黄銅線について剛性率を測り、剛性率が冷間引抜加工によつて如何に變化するかを調べ、その結果を Fig. 1 曲線 A に示す。これによると 30 % 位の加工度までは冷間加工の程度の進むにつれて剛性率は減少しているが、それ以上は加工の進むにつれて次第に増加しはじめ、加工度 65~

90 % のものは完全焼鈍された素材の剛性率よりも大きな値を示す。河合博士の報告では 40 % までほとんど直線的に減少したまゝになつてゐるのに對し、その後このように著しい増加があるのは面白い。河合博士の報告でも線引し

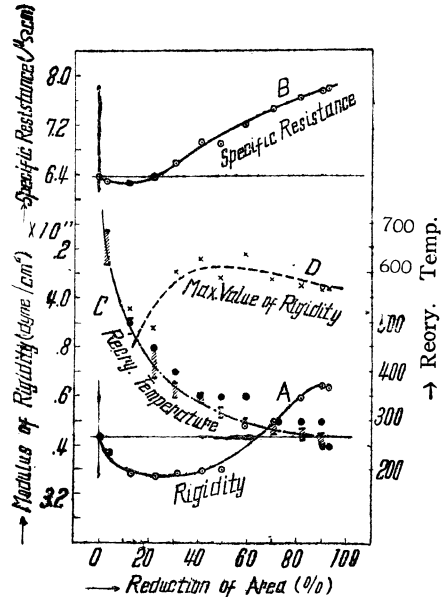


Fig. 1 Modulus of Rigidity, Specific Resistance and Recrystallization Temperature as a Functions of Reduction of Area in α-Brass Wire.

た Cu 線はこれと同じく高加工度で剛性率の上昇を示している。ただし焼鈍した素材よりも大きくなるようなことはなかつた。同氏はこの現象を加工による結晶の refining によるものと説明されている。比抵抗は Fig. 1 曲線 B のように、加工初期に僅かの減少が認められたが大體において加工度の増大とともに大きくなつてゆく。

顯微鏡組織は 12 % 加工度までは大した變化を認めず、22 % 加工度のもので粒内に多數の迂り線が見出され、31 % 加工のものでは、この迂り線が一層明瞭にかつ交叉するようになる。その後は加工の進むにつれて結晶粒界が次第に見出しにくくなり、迂り線は合金の軸の方向に揃うようになる。80~92 % の強加工になると全く纖維組織となつてゐた。

(2) 焼鈍温度-剛性率曲線

焼鈍温度は 100~600° の間を 50° とびにとり各温度に 10 分間焼鈍した試料の剛性率を 12~92 % の各加工度のものについて測定し、焼鈍温度-剛性率曲線を求めた。その結果を Fig. 2~4 に示す。これによると 100~200° の低温の焼鈍によつても若干の變化が認められるが、さらに高温の 300~500° の間で著しい剛性率の増大が起つている。この剛性率の著しい増大の起る温度を (Fig. 2~4 の曲線で矢印で示した温度) 加工度に対して plot してみると Fig. 1 曲線 C の近くの ● 印の如くなる。同圖には比抵抗-加熱温度曲線から求めた再結晶温度曲線が曲線 C に示してあるが、これと比較すると、この著しい増大は再結晶によ

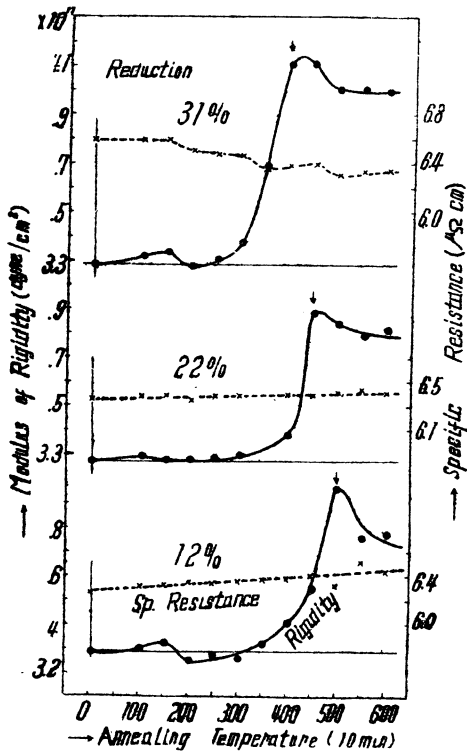


Fig. 2 Modulus of Rigidity and Specific Resistance as a Functions of Annealing Temperature in α -Brass Wire (Reduction of area, 12~31 %).

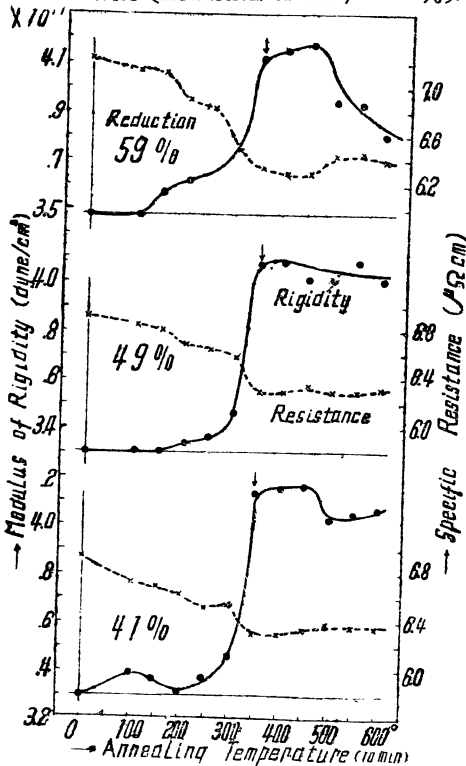


Fig. 3 Modulus of Rigidity and Specific Resistance as a Functions of Annealing Temperature in α -Brass Wire (Reduction of area, 41~59 %).

るものと考えられる。またこの再結晶によつて増大した剛性率の最大の値を加工度に対して plot してみると Fig. 1 曲線 D の如くなる。これらの値はすべて冷間加工材およびその素材何れよりもはるかに大きな値となつている。このように大きな剛性率をもつたものを、さらに加工し焼鈍すれば如何になるか大變興味深い。

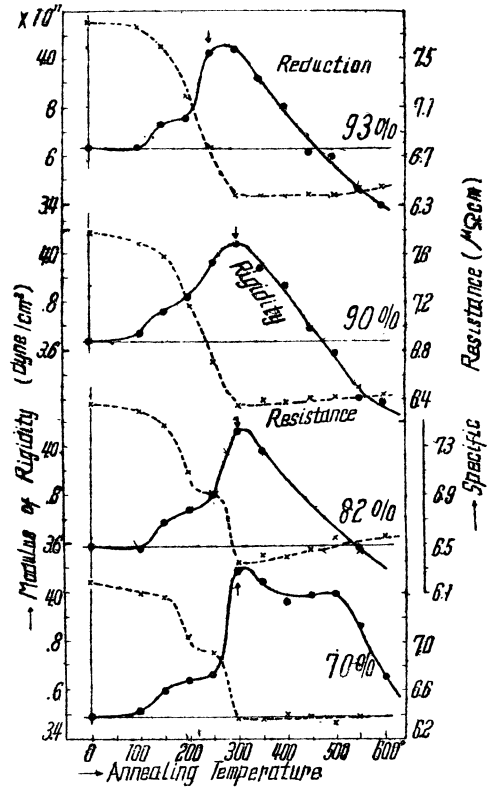


Fig. 4 Modulus of Rigidity and Specific Resistance as a Functions of Annealing Temperature in α -Brass Wire (Reduction of area, 70~93 %).

再結晶温度以上の焼鈍では(再結晶によつて増大した)剛性率は次第に減少してゆく傾向があるが、この減少は低加工度のものよりも、高加工度のものにおいて著しいようである。また100~200°の間で起つている剛性率の僅かの變化は恐らく結晶回復、残留應力の消失などと關係があるのであろう。その變化の様子も12~41%加工のものとは49~93%加工のものとは一見異なつて見えるが、これは多分高加工度のものでは再結晶温度が低下し、一方100~200°間の小さい剛性率の山は加工度によつてほとんど變化しないので、この兩者による變化が幾分重なつたためではなからうか。比抵抗の變化を見ても知れる如く(加工度59, 70, 82%のものでよく認められる)この100~200°の變化に對應して抵抗の第1段降下があり、それによつて再結晶による抵抗の第2段の降下が起つている。高加工度のものでは、この兩者が重なつて明瞭なる2段變化は認められなかつたが、この比抵抗の2段の降下はすでに

よく知られている事柄である⁽³⁾⁽⁴⁾。なおここで大變興味深く感ずることは低加工度のものでは、比抵抗に全くその變化が認められないのに対して、剛性率の變化が大變著しいことであつて、低加工度のものゝ研究には比抵抗よりも剛性率の方が敏感であるといえることである。

顯微鏡組織は加工度 12, 49, 70, 93% のものについて調べた。それによると 12% 加工度のものでは焼鈍温度が變つても、組織にほとんど變化を認めない。再結晶の起つたことも、この試料では明瞭に認められなかつた。それにもかゝらず、剛性率に大きな變化があることは面白い。加工度 49% の試料は加工のままの状態では各結晶粒内に多數の迂り線があり、この迂り線の方向は結晶毎に少しづつ異なつてゐる。この組織は 300° 以下の焼鈍では顯微鏡的にはほとんど變化しない。350° の焼鈍で再結晶の起つたことが確認出來たが、その結晶粒は大變微細である。さらに高温の 450~600° の焼鈍で粒は次第に大きくなつてゐる。加工度 70, 93% の試料は加工のままでは粒界をほとんど認めず、いわゆる纖維組織になつてゐる。この場合も再結晶温度以下の温度での焼鈍では、顯微鏡組織にほとんど變化を認めない。100~200° の剛性率の小さな山の原因を調べるためには、この部分を X 線的に調べる必要がある。剛性率の著しい増加の認められる温度で、再結晶が起つてゐるのが認められ、剛性率最大の試料は大變細かい一様な大きさの結晶から出來ていて、加工度 93% 250° 焼鈍のものでは未だ迂り線らしきものゝ残つてゐる部分もあつた。

結局組織的には再結晶完了直後の微細結晶の状態が剛性率最大であり、結晶粒が大きくなるにつれて、剛性率は低下する傾向にある。たゞし 12% 加工度のものゝような例もあるので斷定は出來ない。

(3) 焼鈍時間-剛性率曲線

焼鈍温度一定で、焼鈍時間の長短によつて剛性率が如何に變化するかは、試料の都合で加工度 12, 41, 70% のものについて調べた。その結果の一部を Fig. 5 に示す。各曲線に記入してある數字が焼鈍温度である。これらの曲線から判ることは、再結晶温度以上の焼鈍では大變速く剛性率は最高値に達するが、再結晶温度以下の焼鈍では焼鈍温度に比例して幾分上昇はするが最高値には達しないで、大體一定の値に落着くようである。これは多分結晶回復、残留應力の消失に伴う剛性率の變化を示すものであろう。

2. 軟鋼線

(1) 加工度-剛性率曲線

軟鋼線の剛性率が加工によつて受ける變化については、河合博士の報告があるが、それは加工度 40% までである。著者等の得た縫針用軟鋼線では、加工度が 40~80% の間のものであつたので、多少とも参考になればと考えて實驗を行つてみた。その結果を Fig. 6 曲線 A に示す。ここで 40% 以下の加工度では河合博士の報告を参考にして點線で曲線を完結しておいた。その結果によると 40% 以

上の加工でもさらに剛性率は増加を續けるが、55% 位から減少しはじめ、70% 前後で谷を生じ、その後再び増加する。これらの變化はピアノ線についての作井誠太博士の報告とよく一致してゐる。すなわち

(イ) 加工度 40~50% の間の剛性率の増加は、第二の領域の續きであり、これは crystal refining によるもの。

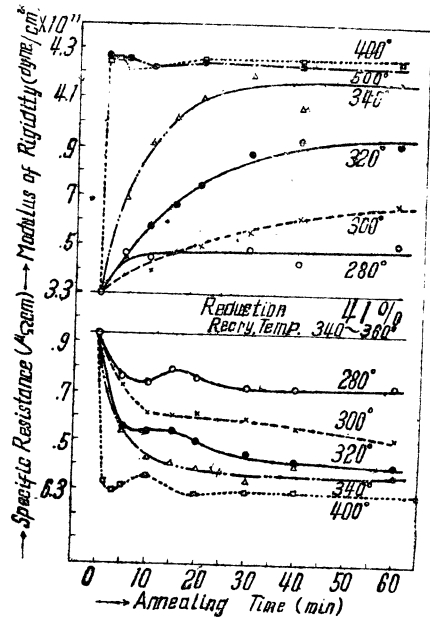


Fig. 5 Isothermal Change of Modulus of Rigidity and Specific Resistance in α -Brass Wire.

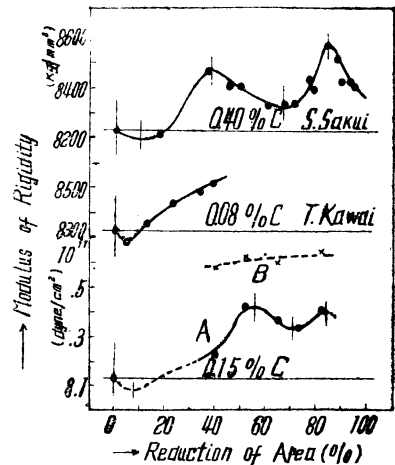


Fig. 6 Modulus of Rigidity as a Function of Reduction of Area in Mild Steel.

(ロ) 加工度 55~70% の間の剛性率の減少は第三の領域であり、このあたりで纖維組織の發達が著しくなり、剛性率の小さい結晶軸が針金の軸に平行にならぶため、(ハ) 加工度 80% あたりの増加は第四の領域で纖維組織の發達が飽和してやみ、再び crystal refining が効いてくるためと考えられ、(イ)(ロ)(ハ) 各領域の舉動が作井誠太博士の説とよく一致してゐる。

(2) 焼鈍温度-剛性率曲線

(3) 山田, 本誌, 5(1941)390.

(4) 川崎, 本誌, 14-2(1950), 40.

各種の加工度の軟鋼線を種々の温度に 10 分間焼鈍した時の剛性率の變化を Fig. 7 に示す. これによると焼鈍温度が 200° 位から剛性率は徐々に増大し 500° 前後で最大になり, それ以後は徐々に減少する. かくの如く完全焼鈍

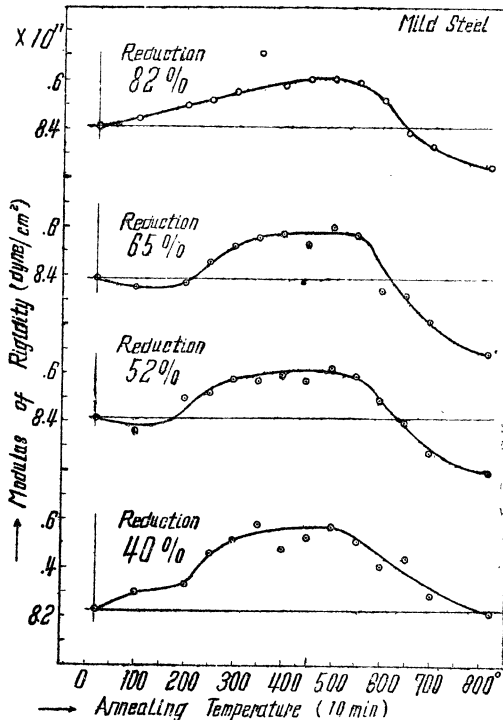


Fig. 7 Modulus of Rigidity as a Functions of Annealing Temperature in Mild Steel.

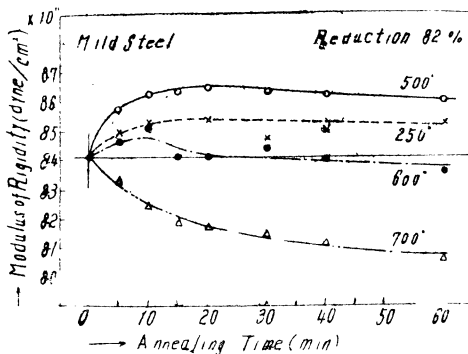


Fig. 8 Isothermal Change of Modulus of Rigidity in Mild Steel.

材を冷間加工して, その剛性率が若干増加しているものを 200~500° の低温で短時間焼鈍すると, さらにその剛性率が增大するのは面白い. この 200~500° の間の増加は結晶

回復, 残留應力の消失によるものと考えられるが, 多少の疑問もある.

α黄銅では再結晶によつて剛性率は増大したが, 軟鋼線の場合には低下し, 剛性率最大の値は低温短時間焼鈍で達せられる. この点については河合博士の報告でも, 銅は再結晶で剛性率の増大を示すが Ni や mild steel では減少を示している. なお焼鈍によつて得た剛性率の最大値を Fig. 6 の曲線 B に示す. この場合でも剛性率は適当な焼鈍によつて素材, 冷間加工材, 何れよりも大きい値を示す. また加工度 82% の試料について時間曲線をとつてみた, その結果を Fig. 8 に示す. これで見ると 600° 以下の温度では焼鈍時間の長短によつて剛性率は餘り變化しないが, 600° 以上では焼鈍時間の経過とともに相當速かに減少してゆく.

IV. 總 括

(1) α黄銅線の剛性率の冷間引抜加工による變化を調べた. その結果, 加工度 30% 位までは河合博士の報告と同様, 加工とともに減少するが, それ以上加工を続けると次第に増加し 70% 以上の強加工をしたものは焼鈍素材の剛性率よりも大きい値を示した. 軟鋼線については作井博士のピアノ線についての結果と, 傾向がよく一致することを確かめた.

(2) 焼鈍による剛性率の變化を焼鈍温度對剛性率曲線の型式で示した. その結果によると, α黄銅線では再結晶によつて剛性率は著しく増加し焼鈍した素材, 冷間加工材, 何れよりもはるかに大きい値に達することを認めた. また 100~200° 近邊の比抵抗の第 1 段降下に對應して剛性率の小さい増加のあることを認めた. 軟鋼線では再結晶によつて剛性率は低下し, 剛性率最大の値は 500° 直下の短時間焼鈍で得られることが明らかになつた.

(3) α黄銅線の低加工度のものゝ試験では比抵抗に何らの變化が認められないにもかかわらず, 剛性率では相當著しい變化が認められる. 従つて低加工度のものゝ研究には比抵抗よりも剛性率の方が再結晶などに對して, 敏感であるように思われる.

(4) 焼鈍による剛性率の變化は, 比較的短時間で終了するようであり, その變化は主として結晶回復, 残留應力の消失と再結晶の二つの過程によつて起る.

終りに本實驗遂行にあつて, 貴重な試料を贈與して下さり, またその上終始御指導御激励下さいました東京工大作井誠太博士の御好意に對して衷心より感謝いたします.