タングステン線の再結晶**

小 笹 稔*

Minoru Ozasa: The Recrystallization Process in Tungsten Wire. The recrystallization process in tungsten wire with different doping materials was studied under electron and optical microscopes. Drawn tungsten wires consist of long fibres, each of which is a bunch of sub-fibres 0.1 to 1μ in diameter. Before recrystallization takes place by heat treatment, the growth of sub-fibres starts. But when the doping effect is prominent, it does not allow sub-fibres to grow over 1μ in diameter, and the length of over several tens of microns remains, at $2,400^\circ\text{K}$. At about $2,800^\circ\text{K}$, a huge crystal grows directly out of sub-fibres and coexists with remaining sub-fibres and the boundary between the huge crystal and such remaining sub-fibres has steps here and there, height of the step being width of the sub-fibre.

In the meantime, another huge crystal grows into such remaining sub-fibres. After the recrystallization process is over, the very stable sub-fibre boundaries facing the former huge crystal form the boundary between the former and the latter huge crystals. In the resulting structure, therefore, large grains interpenetrate deep into the neighbouring grains in the axial direction of the wire. The wire having such a structure is suitable for practical uses, being non-sag at high temperatures and free from brittleness at room temperatures.

1. 緒 言

タングステン (W) 線の高温熱処理後の耐脆性や高温における耐垂下性は、その再結晶温度および再結晶組織により著しく異なる¹⁾。またこの再結晶温度・再結晶組織は、原料粉末の粒度分布、粒子の酸化状態、添加ドーパ剤の組成、鉄・クロム・ニッケルなどの不純物の種類と量により影響を受け、さらに、その粉末のプレス・焼結・加工条件によって左右される²⁾。これらのことはすでによく知られている。

著者は、さきの還元粉末に関する報告³⁾においては、添加されたドーパ剤によって粒度分布が拡大され、粒子の成長が抑制されることを述べた。ついで焼結棒・再焼結棒に関する報告⁴⁾においては、 $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ 系ドーパ剤を添加しかつフッ化水素酸で洗浄した粉末から作られた焼結棒では結晶成長が著しく抑制されて粒子が微細化するが、ひとたびこの抑制作用が破れた場合には爆発的に粒子が成長し巨大粒子が発生して粒度分布が不連続化することを述べた。またこの抑制効果の著しい焼結棒から作成した線を加熱すると、再結晶温度はきわめて高く、再結晶後の組織は結晶粒が線の軸方向に著しく長く、粒界は軸方向にくさび状に深く貫入してしかも凹凸が激しく、ドーパ

剤を添加しない線やこの効果の弱い線の再結晶組織とはなはだ異なることに言及した。このようにW線の再結晶組織がドーパ剤の添加によって著しく異なるのは、線の再結晶過程においてこれが特異な影響を及ぼすからである。

W線の再結晶については、従来 Robinson⁵⁾, Rosi⁶⁾, Oghi (小木)⁷⁾, Davis⁸⁾, Swalin ら⁹⁾, Meijering ら¹⁰⁾などの人々により種々の説が出されてきたが、重要な点となる再結晶前後の様相はいずれも明確でないように思われる。また Rieck¹¹⁾ のX線の研究および Delisle ら¹²⁾ の電子顕微鏡による線の繊維組織の研究では、再結晶の過程についてはふれていない。

著者は、この再結晶過程の各段階におけるドーパ剤添加の効果を明らかにするために、直径 0.18mm のドーパ剤を添加しない線、 $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ のみドーパした線、 $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ をドーパした線などを種々の温度で熱処理し、その組織を光学顕微鏡および電子顕

* 松下電子工業株式会社

** “タングステンおよびモリブデン還元粉末の電子顕微鏡による研究³⁾”を第1報，“タングステンの焼結棒および再焼結棒の組織の研究⁴⁾”を第2報，本研究を第3報とし，全篇を通じての研究題目を，“タングステン還元粉末の生成および焼結・再結晶に及ぼすドーパ剤の効果の電子顕微鏡による研究”とする。

微鏡（二段レプリカ法）で観察した。その結果、まず線引された線にあってはもとの再焼結棒で一個の結晶粒子に相当する1本の繊維自身が多数の副繊維（sub-fibre）の束よりなることが明らかになった。またこれを再結晶温度以下で熱処理したときには、加工によるひずみが消失して繊維軸に平行な副繊維境界が明瞭になり、さらに熱処理温度を上げると副繊維は成長して、1本の繊維は軸方向に方位のそろった数本の細長い副繊維組織となることが認められた。さらに高温ではこれらの副繊維が横方向にも成長して繊維状組織は壊れ巨大な結晶組織に成長する過程が明らかになった。またこれらの過程において副繊維内の組織も明瞭である。

2. 試 料

すでに第1報³⁾および第2報⁴⁾において述べたごとく、精製した酸化タングステンに Table 1 に示すごとくドーブし、その還元および粉末の混合によって粉末の粒度分布を調整し、酸化を防ぎ、かつ焼結条件を適切に選んで焼結棒を作成し、再焼結を行なった。その後の加工は Smithells の著書の記述と同じ条件¹³⁾でスウェーピングの工程を経て線引を行ない、直径0.18mmの線に仕上げた。加工工程における加熱はいわゆる再結晶温度以下で行ない、直径6.4mmの再焼結棒から0.18mmの線に至るまで径の減少とともに、熱処理温度を1400°Cから500°Cまで下げた。したがって加工度は減面率（reduction in area）では99.9%になるが、加工中の焼鈍効果によりひずみは多少取れていると考えられる。添加したドーブ剤は、まず還元粉末のフッ化水素酸洗浄で大部分が除かれ、さらに焼結において蒸発し、残存する量はきわめてわずかなになる。線に残存しているドーブ剤および不純物の量については別に報告する。

この線を10% 酸性ソーダの煮沸溶液で洗浄し、表面の黒鉛ならびに酸化タングステンを除いた後、約30cmの長さに取り取り、真空装置に取り付けて、10⁻⁴mmHgの真空度で電流を流して5分間所定の温度に加熱した。加熱温度は Jones と Langmuir の表¹⁴⁾によって、電気抵抗により定めた。

Table 1 Doping components for testing wires

Sample	Doping components
1	undoped
2	K ₂ O: 0.25%, SO ₃ : 0.3%
3	K ₂ O: 0.25%, SiO ₂ : 0.3%, Al ₂ O ₃ : 0.06% doped and washed with hydrofluoric acid after reduction

その線を冷却後樹脂に固定し、エメリペーパーで研磨し、Al₂O₃で精研磨して10% 酸性ソーダの赤血塩飽和溶液で腐蝕した。これらの腐蝕面を光学顕微鏡およびアセチルセルロースアルミニウム二段レプリカ法により電子顕微鏡（明石製作所 TRS-50）で観察した¹⁵⁾。

3. 実験結果

3.1 線引した線の結晶組織

ドーブ剤添加の有無にかかわらず、再焼結棒の加工がスウェーピング・線引と加熱加工の段階が進むにつれて、粒界は線引方向に引き伸ばされ、同時に結晶の回転や粒内の滑り帯の跡が線の軸方向に並ぶ。加工途中の直径1.2mm（減面率は96%）の線の軸方向断面を Photo. 1 に示す。この写真を見ると結晶粒内にあつたにいくつかの細い境界が生成していることがわかる。この粒内の境界を副繊維境界（sub-fibre boundary）、この副繊維境界内の小繊維を副繊維（sub-fibre）と名付け、再焼結棒の結晶粒界が引き伸ばされた繊維境界や繊維と区別する。さらに加工が進んだ直径0.18mmの線（Photo. 2）を見ると、この副繊維境界は明瞭となり、繊維境界とはほとんど見分けがつかないまでに至っている。しかし軸方向の断面と横断

Photo. 1 Structure of intermediately drawn tungsten wire (1.2mm)

Photo. 2 Longitudinal section of drawn tungsten wire (180μ)

Photo. 3 Cross-section of drawn tungsten wire (180μ)

Photo. 4 Undoped tungsten wire annealed at 1040°K for 5 min. (180μ)

a. 1700°K , 5 min.

b. 2100°K , 5 min.

c. 2300°K , 5 min.

d. 2600°K , 5 min.

Photo. 5 Recrystallization process of undoped tungsten wire (180μ)

Photo. 6 Recrystallization process of $K_2-SiO_2-Al_2O_3$ doped tungsten wire (180μ)

面の写真 (Photo. 3) をあわせて観察すると副繊維の間隔が $0.1\sim 1.0\mu$ であるのに対し、繊維境界は $1\sim 3\mu$ 毎*に存在する比較的明瞭な直線的な境界であると判断することができる。副繊維境界は、後述のごとく、熱処理の影響を受けやすく、再結晶温度より低い温度で容易に移動したり消失したりする。

3. 2 ドープしない線の再結晶

$0.18mm$ のドープしない線の再結晶過程は次のごとくである。すなわち、 $1040^\circ K$ で繊維の内部構造の様相が当初と明らかに異なって副繊維境界が明瞭になる (Photo. 4)。この副繊維境界は直線的ではあるが繊維境界に比べやや凹凸が多く、副繊維の幅はおおむね $0.2\sim 0.5\mu$ できわめて細いものは加熱により消失している。また繊維の軸方向と直角にもサブストラクチャーがあらわれて、ポリゴニゼーションが起こってい

る。 $1100\sim 1300^\circ K$ 加熱では副繊維はさらに明瞭になり、移動して横方向にも成長し、その太さが太いものでは約 1μ に達する。しかしこの温度では、いまだ多くの副繊維境界が残っており、もとの繊維境界もそのまま残っている。 $1500\sim 1600^\circ K$ では横方向の成長はさらに激しくなり、太い副繊維の境界もところどころで消失する。また繊維境界も消失しはじめ、残った境界も移動して凹凸が生ずる。 $1700^\circ K$ ではもとの境界

* 再焼結棒の結晶粒子の直径を 100μ とし、加工中の焼鈍効果により再結晶せずかつもとの粒界が断れなかつたとすると、幅 $1\sim 3\mu$ の繊維の長さは平均 $10\sim 100cm$ となる。この仮定が成立するとすれば、長さ方向 100μ 、幅 100μ の視野の中には、繊維の端が平均 1 個以下しか見当たらないことになる。著者の観察した組織では末端部と思われるものがところどころに発見されるが、これは後に述べる副繊維の端に相当するものであろう。またこの繊維の太さ 2μ と、再焼結棒の結晶の直径 100μ との比は、線の太さ $0.18mm$ と再焼結棒の太さ $6.4mm$ の比にはほぼ比例し、繊維の平均の太さは線の太さにはほぼ比例することがわかる。

はまったく消失し、生じた再結晶粒子はもとの線引したままの繊維よりも太くなる。かくして副繊維は食い合い、直線状の境界は移動して幅が不均一となり、さらにその境界がたがいに接触して繊維は断れ線の軸方向に並んだきれの組織となり、その結晶も次第に大きくなり、2000°K ではその形は粒状に近づいてくる。2200°K では小粒子から巨大粒子へ二次再結晶が起こり、容易に線の断面全体を占める結晶粒子に成長する。この二次再結晶粒子の粒界は直線ないし円弧状で滑らかであって軸方向の成長は著しくない。Photo. 5 (a)~(d) には熱処理温度の上昇に伴う境界の変化を示している。また Fig. 1 には熱処理温度と

軸に直交な方向の結晶の大きさ(太さ)との関係をドーピング剤を加えた場合と比較して示す。加熱中温度勾配の激しいウェルディング部分を観察すると、熱処理温度の相違による上記の組織の相違を一つの試料の中で端的に観察することができる。

3.3 K₂O-SiO₂のみをドーピングした線の再結晶

K₂O-SiO₂のみをドーピングした線もドーピングしない線と同様に1つの繊維の中に0.1~1μの副繊維が認められる。再結晶温度以下における組織の変化はドーピングしない線の場合と同様でポリゴンゼーションが起こる。この成長過程がドーピングしない場合と異なる点は、Fig. 1

に示すごとく副繊維の太さがドーピングしない場合と同じになるのに約100°C程高い温度を要すること、再結晶粒子の形が線の軸方向にやや長いことで、ドーピングしない線と大差はない。

3.4 K₂O-SiO₂-Al₂O₃をドーピングした線の再結晶

Al₂O₃をドーピングした線においても同様に繊維内の組織変化が先行する。初期のポリゴンゼーションの温度は、ドーピングしない線やK₂O-SiO₂のみドーピングした線とほぼ同一と見られるが、横方向の成長が抑制され、とくにフッ化水素酸洗浄したときは著しい。以下、フッ化水素酸洗浄したものについてのみ述べる。

横方向の成長と温度との関係は Fig. 1 のごとくである。

成長過程について前2者と相違する点を述べると次のごとくである。

1) 副繊維の食い合いの始まる温度が400~500°K高く、横方向の成長が著しく抑制される (Fig. 1, Photo. 6 (a)~(c))。

2) 1~2μに成長した副繊維はかなり高温の2400°Kまで安定である (Photo. 6 (b))。

3) 2400~2500°Kの高温になって、はじめて副繊維が成長して安定な繊維境界を越え隣接する繊維とのつながりを生じ、ところどころ繊維境界が消失するように見える。(Photo. 6 (c))。

4) 急激に温度を上げれば、2800°Kの高温で5分間保っても、安定な副繊維は残る (Photo. 6 (d))。すなわち副繊維境界と繊維境界との間に安定度の相違はない。

5) 高温(2800°K)で粗大化した巨大粒子を含む組織を観察すると、ドーピングしない線の場合に比して線の軸方向にはるかに長い結晶と凹凸の多い粒界が認められる。これは巨大に成長した粒子に囲まれた安定な副繊維に他方から結晶が成長して、最後まで安定であっ

Fig. 1 Relation between sub-fibre diameter and annealing temperature of variously doped 180μ tungsten wires (annealed for 5min.)

Fig. 2 Relation between resistivity and annealing temperature of variously doped 50μ tungsten wires (annealed for 5min.)

た副繊維境界が巨大粒子の粒界として残るものと思われる (Photo. 6 (e)).

以上の観察によると、 Al_2O_3 ドープした線では、繊維内の副繊維の横方向の成長が抑制される。これはドープ剤が副繊維境界に析出するためであろうと考えられる。Fig. 1を見ると、 Al_2O_3 をドープした試料では、副繊維の成長を示す結晶成長速度定数の頻度係数は他に比べて異常に小さいことがわかる。初期の副繊維の成長は再焼結棒の単位結晶に相当する繊維内での成長でBeck¹⁰⁾のいわゆる“Recrystallization in situ”に相当し、この段階では結晶軸の方向はもとの繊維組織の結晶軸の方向と同一である。かくして幅約 1μ に達した副繊維はきわめて安定である。この後の段階になってはじめて副繊維境界の食い合いが起こる*。

3. 5 電気抵抗の変化

タングステン線の比抵抗—焼鈍温度曲線はBecker¹⁷⁾によって示されているが、これはドープしなかった線かまたはドープの効果がほとんどなかった線について測定された結果であると察せられる。

著者は今までの実験と同様、ドープ条件の異なる各種の線を所要の温度に5分間保ち、冷却後その電気抵抗を測った。その結果をFig. 2に示す。この曲線①はドープしないもの、②は $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ ドープしたもので、Becker らの発表したものと同様の結果を示す。 $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ をドープしフ化水素酸洗浄した③は、①②に比べ比抵抗の低下が明瞭に2段になっている。すなわち $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ ドープのものは、比抵抗の低下が $1300\sim 1400^\circ\text{K}$ で極小値をとり、その後熱処理温度が上がると、いったん抵抗は増加し、 $1800\sim 1900^\circ\text{K}$ で極大値となり、後は漸次低下し、 2400°K

に至って安定した値となる。この第2段目の低下は、 $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ ドープした②の曲線にもわずかに見られ、ドープしない曲線①にもかすかにあらわれている。これはDavis⁹⁾が測定した熱処理温度と抗張力の関係図に2段階あることと対応し、また再結晶過程と密接な関係があると思われる。

4. 考 察

ドープ効果の顕著なタングステン線の再結晶組織は、結晶粒が線の軸方向に長く数 10mm に達し、その粒界は微少な凹凸が多く線の軸方向にくさび状に深く貫入して金属組織学上では特異な組織とされていた。従来は主として光学顕微鏡によって研究が行なわれたため、解像力の不足の結果、ドープ剤の添加によって繊維組織の成長が阻止されることはわかったが、再結晶の真の機構は明らかにされていなかった。Wretblad¹⁸⁾は再焼結棒の結晶粒界に析出したドープ剤が加工が進むにつれて長く繊維境界に並ぶために横方向の成長が阻止されるとし、この説が一般に行なわれ、さらにMeijering¹⁰⁾は、この説を基礎として、結晶成長がドープ剤の欠除した部分から隣接した繊維に及ぶというリーク説をと考えたが、いずれも単なる想像に過ぎなかった。Davis⁹⁾は光学顕微鏡による観察および熱処理温度と抗張力の関係に2段の段階のあらわれることなどから再結晶過程を一次再結晶と二次再結晶に区別した。そして一次再結晶は繊維内の変化で、Beckのいわゆる“Recrystallization in situ”であると推察した。W線は線引工程で強い加工を受けるために、 $[110]$ の選択方位が著しくあらわれ、繊維組織内の副繊維の成長に相当する一次再結晶が光学顕微鏡では観察できず、副繊維の成長が抑制された場合には一次再結晶の正体が把握できなかった。

Swalin¹⁹⁾は電子顕微鏡により横方向の成長を観察したが、繊維組織の生成過程、繊維の内部構造、結晶粒界などについては述べていない。

著者の電子顕微鏡による観察結果では、 $1000\sim 1200^\circ\text{K}$ の比較的低い温度で加工によって生じたひずみは回復する。すなわち結晶の回転や滑り帯の跡が消失し、副繊維境界は明瞭になり、直角方向にはポリゴニゼーションの組織を示す。このようなサブストラクチャーの変化に伴ってドープ剤や不純物がこの境界に

Photo. 7 Co-existence of nucleated and grown crystals and fibre structure in a wire annealed at 1900°K for 5 min. (180μ)

* W線の再結晶にも稀に普通の再結晶と同様、再結晶核の生成による結晶成長が見られる。この結晶粒子の軸方向がもとの方向と異なっていることは明らかである (Photo. 7)。これらの再結晶核は、著者の認めた範囲では繊維粒界に沿って起こる微小なる割れに伴って生じる場合が多い。再結晶核は約 1800°K においてあらわれ、 1900°K ではかなり成長している。Photo. 7は繊維状組織と、再結晶核から成長した再結晶粒子とが共存した例でもある。このような粒子の成長はかなり早く容易に数 10μ の大きさの多結晶組織となる。

析出して、さらに高い温度の熱処理に対しても組織は変化しにくくなると考えられる。したがって再焼結棒の結晶粒界に析出したドーパ剤が加工により引き伸ばされるために抑制作用をするという従来の単純な説は容認できない。ドーパ剤を添加しなかったW線では比較的低い温度でこの組織は変化するが、ドーパ効果の顕著なものは、この組織が比較的高い温度まで安定である。これらの繊維の内部構造の変化を観察した結果から、繊維組織内の副繊維の成長が Beck あるいは Davis のいわゆる“Recrystallization in situ”に相当するといえる。巨大粒子の発生は二次の再結晶に相当し、一次再結晶を完了した粒子の食い合いによって起こるが、 Al_2O_3 ドーパ効果の著しいときは $2400^{\circ}K$ 以上のきわめて高温にいたるまで副繊維の成長を抑制し、幅約 1μ できわめて長い組織が安定に保たれ、二次再結晶の温度は高くなり、抑制しきれなくなると爆発的に二次再結晶を行なって巨大粒子が発生する。そして二次再結晶完了後も、最後まで安定であった副繊維境界の影響が二次再結晶組織にも強くあらわれる。すなわち最後まで残った副繊維の部分で二次再結晶が完了するわけであるから二次再結晶組織は副繊維の形状に著しく支配される。その粒界は線の軸方向に長く貫入して、副繊維の幅に相当する凹凸の激しい粒界が生ずる。このような再結晶組織を持ったW線は高温クリープに強く、室温においては脆性破壊しにくく、実用に適した線となる。これらの再結晶過程を要約すればドーパ効果の顕著なタングステン線の再結晶は、

の図式で示される。しかしながらドーパしないW線の再結晶は、

のごとき経過をたどる。

ドーパ剤の K_2O , SiO_2 は原料粉末の粒度分布を調整するために必要なことはすでに第1報³⁾で明らかにした。フッ化水素酸洗浄の過程を経たW線は焼結棒の場合と同様ドーピングの効果が著しいが、これはフッ化水素酸洗浄によって K_2O や SiO_2 が除かれるからで、効果の主役は Al_2O_3 であることを物語っている。

W線の再結晶は従来きわめて奇異な現象で一見一次の再結晶を欠くがごとく見られていたが、以上述べたごとく再結晶過程の微細な変化を電子顕微鏡によって観察すると、他の金属と同様金属学の一般的な再結晶論によって解釈できる。

5. 総 括

ドーパしないもの、 K_2O-SiO_2 ドーパしたものおよび $K_2O-SiO_2-Al_2O_3$ をドーパしてフッ化水素酸洗浄したものなど3種類のW線を直径0.18mmに線引して、 $1000^{\circ}K$ の低温から $2800^{\circ}K$ の高温に至る種々の温度で所定時間熱処理して、その結晶組織の変化を光学顕微鏡およびレプリカ法による電子顕微鏡で観察した。またその間の電気抵抗を測定して、比抵抗曲線の変化と電子顕微鏡写真とをあわせて考察し、従来不明瞭であった再結晶過程を明らかにした。

1) 加工によって引き伸ばされた単一結晶に相当する細い繊維はさらに内部構造を有し、副繊維(sub-fibre)の束からなる。

2) 副繊維の成長はいわゆる一次の再結晶であり、Beckのいわゆる“Recrystallization in situ”に相当する。

3) $K_2O-SiO_2-Al_2O_3$ 系ドーパ剤は副繊維の横方向の成長を著しく阻止する。このドーピング効果の主役は Al_2O_3 である。

4) ドーピング効果が著しいときは、 $2800^{\circ}K$ の高温に至るまで細長い副繊維が安定して残り巨大な結晶と共存する結果、残った副繊維に他方から二次再結晶が進行して巨大粒子の粒界を生成し、その粒界の形状はもっとも安定な副繊維境界の形に支配されることとなり、線の軸方向にくさび状に深く貫入して凹凸を生じ、いわゆる non-sag 構造を示し、実用にきわめて適切なものとなる。

5) 比抵抗熱処理温度曲線はドーパ効果の著しいものでは2段に変化し、上述の再結晶過程にはば対応している。

終りにのぞみ、御指導を賜った京都大学教授佐々木申二博士、原子力研究所上田隆三博士および御討論を頂いた京都大学教授可知祐次博士に厚くお礼申し上げます。また試料の作成に協力された松下電子工業株式会社冶金部、顕微鏡組織の撮影に協力された市川正二郎君に謝意を表する。

文 献

- 1) C.J. Smithells: Tungsten, p. 135 (1952).
- 2) C.J. Smithells: ibid., p. 127.
田中, 吉田: 東芝レビュー 6, 274 (1951).
- 3) 小笹: 粉体および粉末冶金 6, 105 (1959).
- 4) 小笹: 粉体および粉末冶金 6, 213 (1959).
- 5) C.S. Robinson: J. Appl. Phys., 13, 647 (1942).

- 6) F.D. Rosi: Sylvania Technologist, **5**, 82 (1952).
- 7) S. Oghi (小木): J. Phys. Soc. Japan, **11**, 593 (1956).
- 8) G.L. Davis: Metallurgia, **58**, 177 (1958).
G.L. Davis: ibid., **58**, 288 (1958).
- 9) R.A. Swalin and A.H. Geisler: J. Inst. Metals, **85**, 129 (1957).
- 10) J.L. Meijering and G.D. Rieck: Philips Tech. Rev., **19**, 109 (1957).
- 11) G.D. Rieck: Philips Research Rep., **12**, 423 (1957).
- 12) L. Delisle and G.A. Davis: Physics of Powder Metallurgy, Edited by W.E. Kingstone, p. 214 (1951).
- 13) C.J. Smithells: Tungsten, p. 100 (1952).
- 14) Jones and Langmuir: G.E. Review, **30**, 310 (1927)
- 15) 小笹, 市川: National Tech. Report, **4**, 76 (1958).
- 16) P.A. Beck: Interface Migration in Recrystallization in Metal Interfaces (Cleveland: American Society for Metals), 208 (1952).
- 17) Agte, Becker: Phys. Zeit., **32**, 65(1931).
- 18) P.E. Wretblad: in J. Wulff, Powder Metallurgy, p. 433 (1942).

製品紹介

焼 結 鋼 部 品

Mi, Mn, Mo, Si およびCを含有する焼結鋼であり、抗張力 35~50kg/mm² (未処理), 50~80kg/mm² (熱処理) および伸び 10~20% を有し、強靱さ

を要求されるギヤ、カム、ラチェット等の部品への応用が期待される。

東京芝浦電気 熊谷 五郎氏

電 動 タイ プ ラ イ タ ー 用 部 品

1 組 成

本部品は下記に示す様な成分の焼結低合金鋼で、Ni, Mn, Mo 等に依り引張り強さ、靱性及び熱処理性の向上を計ったものである。

C %	Ni %	Mo %	Mn %	Fe
0.3-0.5	1.5-2.0	0.5	0.6-1.0	残

2 性 質

強度、靱性、耐摩耗性がよく、熱処理も可能で、比重は 6.8~7.2gr/cc、下表に示す様な性質をもっている。

熱 処 理	引張り強さ kg/mm ²	硬 さ HRC	衝 撃 値 kg.m/cm ²
な し	35-50		4
あ り	50-80	実 測 値 Hm(100)換算値 30 60	1.0

3 用 途

本材料の主要用途は、ギヤ、ラチェット、レバー、カム、ローラー等である。用途に応じ適当な熱処理を行う。

写真に示したものは瞬間的な高速荷重に耐え、更に摩損しない事が、要求される電動タイプライター部品のラチェットツメである。1ヶの重量は 1.8gr である。

4 備 考

本製品は昭和35-2-25の粉末冶金技術協会機械部品分科会で発表された。

東京芝浦電気株式会社 熊谷 五郎