研 究

チタンおよびチタン合金抵抗焼結体の電気抵抗*

明 智 清 明**, 原 善 四 郎**

Kiyoaki Akechi and Zenshiro Hara: Electrical Resistance of Resistance-Sintered Titanium and Its Alloys.

Electrical resistance of titanium and its alloys, which were resistance-sintered with various conditions, was measured. Effects of resistance-sintering condition, particle size, alloying powders etc. on the electrical resistivity ρ were thought to be fairly sensitive. The electrical resistance and the mechanical properties of resistance-sintered titanium depend upon the density ratio in the case of lower density ratio than 96% (theoretical), and upon the oxygen content in higher density ratio than 96% (theoretical). ρ of resistance-sintered titanium alloys depends upon the microstructure, and, increases with alloying, as well as the tensile strength. Electrical resistivity at the last resistance-sintering stage, ρ^* , which was calculated by using the wave shapes of current and voltage measured during resistance-sintering of titanium powder, agrees with the bulk resistivity of titanium at high temperature.

(Received December 11, 1978)

I 緒 言

抵抗焼結法による Ti および Ti 合金の作製と抵抗焼結過程およびそれら焼結体の機械的性質や耐食性についてはすでに報告した¹⁻⁴⁾。その中で、通電中に記録した電流・電圧波形から算出した電気抵抗の時間的変化が、抵抗焼結の進行を反映していることを示した^{3,4)}。しかし、抵抗焼結試片の電気抵抗におよぼす焼結条件の影響ならびに電気抵抗と他の物理的、機械的性質との関係についてはまだ明らかにされていない。そこで本報では、抵抗焼結法で作製した Ti および Ti 合金試片の電気抵抗に及ぼす抵抗焼結条件や、粉末の粒度、前処理条件、Mo, Cr, Al の各粉末添加などの影響、ならびに電気抵抗と密度比、引張り強さ、硬さ等との関係について検討した。

II 方 法

試片作製までの抵抗焼結条件等は既報^{1,2)}と同様である。

焼結体の電気抵抗率 ρ は、約 20°C の室温で、1 A の一定直流電流を試験片 (約 0.4×1.2×6 cm) に通じ、2 点間 (一定距離: 4.0 cm) の電圧降下から求めた。各試片について 6 ケ所測定し、その平均値を測定値とした。一方、通電中に記録した電流・電圧波形から抵抗焼結終期の電気抵抗率 ρ^* を算出し、考察に用いた。以下の記述では各々の電気抵抗率は、 ρ および ρ^* で示される。

III 結 果

III-1 チタン抵抗焼結体の電気抵抗

抵抗焼結体の ρ におよぼす抵抗焼結条件や粉末の粒度、前処理などの影響について検討した。

入力の影響: 抵抗焼結体の ρ に及ぼす入力の影響を Fig. 1 に示す。入力増大とともに焼結がすすみ ρ が低下している。4500 kVAC 以上の入力になると ρ が若干上昇する傾向がある。入力 3000 kVAC で最も低い ρ を示している。この ρ 値は同程度の酸素量を含む溶解材の文献値⁵⁾ とほぼ同等である。同入力で比較すると、設定電流実効値の高い場合 (すなわち通電時間の短い場合) の方が、 ρ は低い。

見かけの全抵抗焼結時間の影響: 正味通電時間を一定 (2.5 秒) として見かけの全抵抗焼結時間を変化させた場合の、焼結試片の ρ の変化を Fig. 2 に示す。全抵抗焼結時間が長くなると ρ は高くなっている。

加圧力の影響: ρ に及ぼす加圧力の影響を Fig. 3 に示す。加圧力が増大するにつれて ρ が低下する。

粒度の影響: 粉末の粒度と ρ の関係を Fig. 4 に示す。粒度が細くなるにつれて ρ が増大する。

粉末の履歴条件の影響: 3 ヶ月間空気にビン詰め保存粉、120°C 20 時間加熱粉の抵抗焼結体の ρ は、Ar 中保存粉のそれと同程度であった。ボールミル 4 時間処理粉

* 昭和53年5月本協会春季大会にて一部発表、昭和53年12月11日受理

** 東京大学生産技術研究所、〒106 港区六本木7-22-1

の抵抗焼結体の ρ は $65 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ であり, Ar 中保存粉のそれよりも高い値であった。

III-2 チタン合金抵抗焼結体の電気抵抗

Ti 合金抵抗焼結体の ρ に及ぼす入力の影響を Fig. 5-a (Ti-Mo 系), Fig. 5-b (Ti-Cr 系), Fig. 5-c (Ti-Al 系) に示す。各合金系とも入力が増大するにつれて ρ が増大している。Mo および Cr 粉添加の場合には低設定電流実効値 58% (図中の白印) では, ボールミル処理純 Ti 粉よりも ρ が低く, 高設定電流実効値 80% (図中の黒印) では純 Ti よりも ρ は著しく大きい。一方, Al 粉添加の場合には, 設定電流実効値にかかわらず ρ は純 Ti 粉よりも大きく, しかも 6 wt% Al 添加のときには入力増大とともに ρ は直線的に顕著に上昇している。またいずれの合金系においても, 高入力では添加量が多いほど ρ は大きい。

Fig. 1 Influence of power input on electrical resistivity of resistance-sintered compacts from Na-reduced titanium powder.

Fig. 2 Influence of total apparent sintering time on electrical resistivity of resistance-sintered titanium (applied pressure, 1.33 ton/cm^2).

Fig. 3 Influence of applied pressure during sintering on electrical resistivity of resistance-sintered titanium.

Fig. 4 Influence of particle size of titanium powder on electrical resistivity of resistance-sintered compacts.

Fig. 5 Dependence of electrical resistivity of (a) Ti-Mo, (b) Ti-Cr, and (c) Ti-Al alloys on power input.

IV 考 察

N-1 チタン抵抗焼結体の電気抵抗と密度比および酸素含有量の関係

前章で述べた抵抗焼結体の ρ におよぼす抵抗焼結条件, 粉末の粒度等の影響に関する結果は, 焼結体の密度比と酸素含有量で整理することによって合理的に考察することができる。

密度比の影響: Fig. 1 において, 低い入力の際に試片の ρ が高いのは, 焼結が不十分で密度比が低い (即, 気孔率が高い) ことによるものと考えられる。そこで, 焼結体の密度比と ρ との関係を求めると Fig. 6 のようになる。密度比増大とともに ρ は低下している。試片断面積と電圧測定点間距離 (4 cm) を用いて算出した焼結試片の ρ は, 焼結試片が気孔を含んでいるため見かけの値である。したがって, 気孔を除いた固体部分の正味の電気抵抗率 ρ' は, ρ に密度比 d を乗じて補正⁹⁾ して求めなければならない。すなわち $\rho' = \rho \cdot d$ 。 ρ' を Fig. 6 で示された ρ と d より求めると ρ' は ρ よりも若干低い値となるが, 密度比低下とともに ρ' が上昇することにはかわりはない。このことは, 低密度比焼結体の電気抵抗は, たんなる低密度比による正味の通電断面積の減少および正味の測定点間距離の増大による電気抵抗上昇以上に電気抵抗が大きいくことをあらわしている。すなわち, Fig. 6 中で一点鎖線で示した固体 Ti の値 $47 \mu\Omega \cdot \text{cm}^3$ よりも過剰な分は, 焼結が不十分なために粒子間接触面の全面にわたる結合となっておらず, 一部分で結合したり粒子表面の酸化膜等を介して結合していることなどをあらわしていると考えられる。

Fig. 6 において, 曲線からずれている ●印は, 4500 kVAC 以上の入力で抵抗焼結されたものであり, これは高密度比ではあるが焼結体の酸素含有量が増加したことによる ρ の上昇と考えられる。

Fig. 6 Relationship between electrical resistivity and density ratio of resistance-sintered titanium.

Fig. 7 Relationship between electrical resistivity and oxygen content of resistance-sintered titanium.

みかけの全抵抗焼結時間が長い場合 (Fig. 2) や加圧力の低い場合 (Fig. 3) に ρ が高くなるのは上述のように密度比が低いことによるものである。

既報の引張り強さと密度比の関係¹⁾ と, Fig. 6 の両者から密度比が96%よりも低い場合には, 機械的性質と電気抵抗の両者は密度比によって支配されているといえる。

酸素含有量の影響: 各種条件で抵抗焼結された密度比96%以上の焼結体の酸素含有量と ρ の関係を Fig. 7 に示す。酸素含有量増大とともに ρ が増大している⁷⁾。4500 kVAC 以上の入力過大の際に ρ が増大していること (Fig. 1), 粉末の粒度が細くなるほど ρ が増大していること (Fig. 4), ボールミル処理粉の場合に ρ が高いことは, 焼結体の酸素含有量が増大していることによって説明することができる。細粒, ボールミル処理粉の場合に ρ が高くなることは, 酸素含有量の上昇による効果に加えて, 粒子境界が多いことも影響していると考えられる。

密度比96%以上の抵抗焼結体の場合には, 引張り強さ等と酸素含有量の関係を示す既報¹⁾ と, Fig. 7 の両者から, 機械的性質と電気抵抗は, 酸素含有量によって支配されていることが確認できる。

以上のことから, 抵抗焼結体の電気抵抗は, 密度比と酸素含有量というパラメーターを通して, 機械的性質と関連づけることができる。

N-2 チタン合金抵抗焼結体の電気抵抗

入力増大による Ti 合金抵抗焼結体の ρ の増大の傾向は前報²⁾ の入力増大による引張り強さの増大の傾向と類似している。そこで各 Ti 合金抵抗焼結体の ρ と引張り強さ σ の関係をプロットすると Fig. 8 のようになる。 ρ の増大とともに σ は上昇しているが合金系でその傾向は若干異なっている。

低入力の場合: 入力の低い場合 (~2000 kVAC) には Mo 粉および Cr 粉を添加した Ti 合金抵抗焼結体の ρ は, ボールミル処理された純 Ti 粉抵抗焼結体の ρ よりも低い (Fig. 5-a, b)。これは Ti 粉と合金元素粉とが焼結はし

Fig. 8 Relationship between electrical resistivity (ρ) and tensile strength (σ) of resistance-sintered titanium alloys.

いても粒子表面部分での結合が主で粒子間の合金化がほとんど進んでおらず、そのため Ti の ρ よりも低い Mo ($5.7 \mu\Omega\cdot\text{cm}$) や Cr ($12.9 \mu\Omega\cdot\text{cm}$) が加わることによって抵抗焼結体の ρ が低下したものと考えられる。Al 粉添加の場合には、Al は Ti よりもはるかに低い ρ ($2.7 \mu\Omega\cdot\text{cm}$) であるにもかかわらず、低入力の場合でも純 Ti よりも ρ が大きくなっている (Fig. 5-c)。これは、Al の融点 (660°C) では Ti は α 相であり、かつ Ti-Al 系は α 相安定型である⁸⁾ ため Mo や Cr の場合にくらべて、低温で合金化の程度が大きく ρ が増大したものと考えられる。

高入力の場合：入力が増大するにつれて、いずれの合金系でも ρ は増大し、とくに設定電流実効値が大きく加熱速度が大きい場合には著しい (Fig. 5)。これは焼結の著しい進行あるいは溶融によって合金化が進んだことによるものである。そこで高入力抵抗焼結 Ti 合金を溶解材と考えると、合金元素による電気抵抗の変化を考察する。

一般に、溶質原子を含む合金の電気抵抗 R は、“格子の熱運動によって生じる電気抵抗” R_L と、“格子の周期性を乱す溶質原子によって電子波が散乱されるために起こる電気抵抗” R_i との和、すなわち $R = R_L + R_i$ であらわされる⁹⁾。本研究の抵抗焼結体の場合には、焼結直後急冷される⁴⁾ ため残留 β (準安定) 相またはマルテンサイト相が生成されている^{8,10)} と考えられる。

高入力の場合には、金属組織写真²⁾ から確認できるように、焼結体は溶融をともなってほぼ完全に合金化しているので、 ρ は Fig. 9-a に示されるように、添加量とともに直線的に増大していく。上述の R_i は溶質金属のイオン価に関連する¹¹⁾ ので、Mo, Cr, Al のイオン価を各々 3 価で等しいものとして、原子百分率を横軸に、 ρ を縦軸にとると、Fig. 9-b で示されるように、合金元素のちがいに関係なくほぼ同一の直線にのる。これは、本研究の抵抗焼結 Ti 合金系の場合、急冷 (凝固) 組織であるため、状態図に記されているような平衡相ではなく、残留 β 相あるいは過飽和の α 相 (マルテンサイト) であることをあらわしていると考えられる。すなわち、合金元素はすべて、単一の非平衡相中の溶質原子として存在

(a)

(b)

Fig. 9 Influence of alloying powder on electrical resistivity of Ti alloys resistance-sintered with high power input ($> 4500 \text{ kVAC}$).

しており、平衡状態の場合以上に前述の“格子の周期性を乱し電子波を散乱させる効果”が大きく、かつそれが溶質原子の数に依存していることを、Fig. 9-b は示唆していると思われる。

そこで、 $\sim 4500 \text{ kVAC}$ の高入力で抵抗焼結された各系合金を、 550°C 4 時間空气中で加熱後炉冷し、熱処理前後のロックウェル B 硬さと ρ を測定した。その結果を Table 1 に示す。熱処理によって硬さは若干上昇し、 ρ は低下する。 ρ の低下の度合は、 β 安定型 (共析型) 元素の Cr 添加の効果が最も大きく、 β 安定型 (全率固溶体型) 元素の Mo 添加がつきに大きく、 α 安定型元素の Al 添加の効果はわずかである。R. I. Jaffee¹²⁾ が指摘しているように、Ti (合金) のマルテンサイトは硬化しないこと (平衡相よりも軟らかい場合がある)、およびマルテンサイトや残留 β 相が熱処理によって時効硬化を起こすことなどから、本研究の場合の熱処理による硬さと ρ の変化をつぎのように考察できる。

Ti 合金の M_s 点を低下させる効果は、wt% で比較すると $\text{Cr} > \text{Mo} > \text{Al}$ の順で、Al はほとんど効果がない¹³⁾。

Table 1 Hardness and electrical resistivity of titanium alloys resistance-sintered with high power input (>4500 kVAC).

Alloy addition (wt%)	Phase stabilized by alloy addition	Hardness (Rockwell B)		Electrical resistivity ($\mu\Omega\cdot\text{cm}$)	
		As sintered	Heat treated*	As sintered	Heat treated*
10 Mo	β	102	105	124	71.4
10 Cr	β	104	106	151	66.3
6 Al	α	96	99	180	174

* 500°C, 4 hours, in air, furnace cooling.

また, β 相安定能は $\text{Cr} > \text{Mo}$ で, 焼入れによって非平衡 β 相を常温にまで残留させるために必要な最低必要添加量は, Cr が 6.5~8 wt%, Mo が 10~16 wt% であるといわれている^{8,10,14}). したがって, 熱処理前の Ti-10Cr は, 非平衡残留 β 相といえる (溶解材の焼入れ組織では確認されている^{10,15}). Ti-10Cr は室温においても熱処理前は β 固溶体であるために ρ が大きい. 一方熱処理によって共析反応が生じ残留 β 相が分解し, α 平衡相の結晶粒と, その中に金属間化合物 TiCr_2 を析出することで硬さは上昇し^{8,15}, また α 相中での Cr 固溶量は激減することで ρ は著しく低下する. 熱処理前の Ti-10Mo は過飽和 α 相のマルテンサイト¹⁵あるいは非平衡残留 β 相¹⁴), 両者の混合組織¹⁰) と考えられる. 熱処理によって, 地の α 平衡相中に β 相が析出することで硬さが上昇し^{8,15}, また平衡 α 相中での Mo 固溶量の減少および β 相が非平衡相から平衡相になることによって ρ が低下すると推察できる. 熱処理前の Ti-6Al は CCT 図^{10,13}) から推察するとはばマルテンサイトである. 熱処理後 α 平衡相になるが, この場合には, α Ti 中への Al の固溶体の量的変化はないため ρ は若干低下するにとどまり, また硬さも上昇する.

ここで, 高入力抵抗焼結体の合金元素添加量 (原子百分率) と引張り強さ σ との関係 (Fig. 10) を検討する. σ 上昇の効果は, $\text{Mo} > \text{Cr} > \text{Al}$ の順である. これは溶解材の傾向¹⁵⁻¹⁷) とほぼ一致しているとも考えられるが, 熱処理条件等も異なるし, 溶解材に関しても矛盾した結果もある¹⁴).

以上のことから, 本研究の抵抗焼結体のような急冷固溶組織 (非平衡残留 β 相あるいは過飽和 α 相マルテンサ

Fig. 10 Influence of alloying content (at%) on tensile strength (σ).

Fig. 11 Electrical resistivity of resistance-sintered Ti and Ti-Cr alloy versus temperature.

イト) の場合には, ρ の上昇の度合は合金元素の原子数 (同イオン価のとき) のみに支配され元素の種類には影響されないが, σ は合金元素の種類と量の両者に依存しているといえる.

電気抵抗の温度による変化: 上述の R_L にくらべると R_L は温度の影響を受けにくい¹¹). したがって, 室温で測定された各試料の ρ と高温で測定された ρ の大小関係は必ずしも一致しない. そこで, 一例として高入力で抵抗焼結された Ti-5Cr 合金と純 Ti に関して, ρ の温度による変化を測定した. その結果を Fig. 11 に示す. いずれの場合にも温度上昇とともに ρ は上昇するが, Ti-5Cr 合金の方が純 Ti にくらべてゆるやかである. そして Fig. 11 の例の場合には, 約 300°C までは純 Ti にくらべて Ti-5Cr 合金の方が ρ が大きい, 300°C 以上では, 逆に Ti-5Cr 合金の方が小さくなっている. このことは, 後述するように, 抵抗焼結途中の高温における ρ^* の合金元素粉添加による低下の理由の一つとして, 合金化の影響を挙げうることを示している.

N-3 抵抗焼結途中の電気抵抗と焼結試片の実測電気抵抗の関係

チタン抵抗焼結体の場合: 抵抗焼結中に測定された電流・電圧波形から求められた焼結終期の ρ^* と, 室温で電圧降下法で測定した焼結試片の実測 ρ の関係を Fig. 12 に示す. Fig. 12 には, 電気抵抗が密度比や到達温度の相異の影響を受けなかった, 粒度の異なる粉末の抵抗焼結体の ρ と ρ^* の関係をプロットしてある. この場合

Fig. 12 Electrical resistivity at 20°C (ρ) vs. calculated resistivity at the last stage of resistance-sintering (ρ^*).

には、同通電条件ではほぼ入力が増大し、抵抗焼結体の密度比は96%以上となっている。Fig. 12は、 ρ^* が文献⁵⁾による高温における固体Tiの ρ のバラツキ範囲内にあること、および ρ の増大とともに ρ^* は直線的に増大していることを示している。後者の関係から、粒度の影響（すなわち焼結体中の酸素含有量や粒子間境界の多少の影響）といった粉末の諸性質ならびに焼結体の諸特性の相異が、室温の ρ と高温の ρ^* の両方にあらわれること、およびそのあらわれ方がTi抵抗焼結体の場合には線型的であることがわかる。

チタン合金抵抗焼結体の場合：Ti合金抵抗焼結体の ρ^* と ρ の関係をFig. 13に示す。低設定電流実効値の場合（図中の白印）には、 ρ^* 増大とともに ρ も増大しているが、高設定電流実効値の場合（図中の黒印）には、 ρ^* と ρ とは関連がみられない。

そこで、入力の影響を検討するため、 ρ^* と入力の関係

Fig. 13 Relationship between ρ and ρ^* of resistance-sintered Ti alloys.

Fig. 14 Influence of power input on (a) ρ^* and (b) ρ^*/ρ of resistance-sintered Ti alloys.

をFig. 14-aに、 ρ^*/ρ と入力の関係をFig. 14-bに示す。Fig. 14-b中の陰領域は溶解Ti材に関する結果を示している。これは固体Tiの室温における抵抗率を ρ とし、各入力に相当した到達温度における電気抵抗率を ρ^* として求めた。陰領域が幅をもっているのは使用した値にバラツキがあるためである。Fig. 14-aは入力増大とともに ρ^* が低下していることを示している。またFig. 14-bはTiおよびTi合金抵抗焼結体の電気抵抗に関してつぎのような諸点を示している。 α - β 変態後（約1000kVAC以上）では、溶解Ti材の ρ^*/ρ はほぼ一定（3前後）となっている。またTi抵抗焼結体の ρ^*/ρ は溶解Ti材と同程度の値となっている。

合金系の場合には、～2000kVACの入力では ρ^*/ρ は、Ti抵抗焼結体と同程度の値であり、入力増大とともに低下し、入力4000kVAC以上では、1近くになっている。これは、すでに考察されたように、～2000kVACの入力の場合には合金化の進行の程度が少なく、混合粉がその粒子表面部のみで焼結した混合粒子組織となっていることから説明できる。つまり焼結体の電気抵抗はTiと合金元素のそれぞれの格子の熱振動に支配されることになるので、Ti抵抗焼結体の場合と同様、入力（あるいは温度）上昇によって ρ^* が上昇し ρ^*/ρ が3前後となっている。すなわち、高温での電気抵抗は室温での電

電気抵抗の約3倍という関係を示している。一方, 4000 kVAC 以上の入力では, ρ^*/ρ は低下して1近くになっている。すなわち Ti 抵抗焼結体にくらべると, 合金の場合には高温での電気抵抗と室温での電気抵抗の差は小さい。これはつぎのように考えられる。

前節で検討されたように, 室温における高入力抵抗焼結 Ti 合金の ρ は, 合金元素の非平衡的固溶のため, 純 Ti や低入力抵抗焼結 Ti 合金に比して著しく高い値である。一方, 合金の電気抵抗の温度変化におよぼす固溶原子の影響に関して, (i) 前述の R_i は温度によってあまり変化せず, 格子の不規則度〔すなわち合金元素の比率を x とすると $x(1-x)$ 〕に比例する; (ii) R_L は温度に対して直線的に増大するが, その温度係数や固溶原子の量の影響についてはまだ理論的には明らかになっていない, といわれている。——ニクロム等の電熱合金材料では上記のように R_i が温度に対して不変ではなく負の温度係数をもつことによって, R_L の正の温度係数を相殺し, 全体の温度係数を小さくしていると考えられているが, 複雑すぎて理論的にはまだ説明されていない——。以上のことから高入力抵抗焼結 Ti 合金の ρ と ρ^* の差が小さくなったものと考えられる。

V 結 言

1) 入力, 見かけの全抵抗焼結時間, 加圧力といった抵抗焼結条件および, 粉末の粒度, 前処理の条件は, Ti 抵抗焼結体の電気抵抗に敏感に影響を及ぼす。

2) Ti 抵抗焼結体の電気抵抗および機械的性質は, 焼結体の密度比が96%以下のとき密度比に依存しており, 密度比96%以上のときは酸素含有量に依存する。

3) Ti 合金抵抗焼結体の電気抵抗は, 金属組織にきわめて敏感であり, 合金化の進行等に伴って電気抵抗が著しく上昇する。これは引張り強さの傾向と一致している。

4) 抵抗焼結中に測定された電流・電圧波形から求められた焼結終期の抵抗焼結 Ti の電気抵抗は, 高温における固体 Ti の電気抵抗とほぼ一致するとともに粉末の粒度や前処理の異なった焼結体に関して, 実測室温電気抵抗と直線的関係を示した。

文 献

- 1) 原, 明智: 粉体および粉末冶金, **24** (1977), 48.
- 2) 原, 明智: 粉体および粉末冶金, **24** (1977), 71.
- 3) 明智, 原: 粉体および粉末冶金, **25** (1978), 193.
- 4) 明智, 原: 粉体および粉末冶金, **25** (1978), 198.
- 5) 日本金属学会編: 金属データ・ブック, 丸善 (1974), 34.
- 6) G. A. Weissler: Powder Met. Intern., (1978), 34.
- 7) R. I. Jaffee and I. E. Campbell: Metals Trans. **185** (1949), 646.
- 8) 木村: 日本金属学会会報, **9** (1970), 620; 軽金属, **19** (1969), 112.
- 9) C. Kittel: 新版・固体物理学入門上, 宇野他訳, アグネ (1968), 207.
- 10) 金子, 黄: 日本金属学会誌, **27** (1963), 387, 393, 398, 403.
- 11) 安達: 金属の電子論, アグネ (1969), 228.
- 12) R. I. Jaffee: Iron Age, **171** (1953), 162.
- 13) 佐藤, 黄, 鈴木: 住友軽金属技報, **3** (1962), 314.
- 14) 近藤: 住友軽金属技報, **2** (1961), 139.
- 15) C. M. Craighead, O. W. Simmons and L. W. Eastwood: Trans. AIME, **188** (1950), 485.
- 16) R. I. Jaffee, F. C. Holden and H. R. Ogden: J. Metals, **6** (1954), 1282.
- 17) 上掲文献 5), 168.

会 告

日本学術会議第12期会員選挙について

日本学術会議中央選挙管理会

昭和55年11月には, 3年に一度の日本学術会議会員選挙が行われます。

この選挙は, 会員を選挙する方も, 会員に選挙される方も有権者でなければなりませんので, 次のことに御留意ください。

- (1) 新たに有権者としての登録を希望する方は, 登録用カードを早めに提出してください。
- (2) 引き続き有権者の方は, 住所, 勤務機関, 勤務地等

登録カード記載事項に変更があった場合は, すみやかに異動届を提出してください。

以上について不明の点がありましたら, 下記にお問い合わせください。

〒106 東京都港区六本木7-22-34

日本学術会議会員選挙管理事務局

03-403-6291