半導体製造技術の向上に対する ESCA の 実用化と問題点

岩 田 誠 一*

1. 緒 言

ここ約 20 年間の表面分析技術の進歩は目覚ましいもので、学問的に、各種表面、界面現象の解明に役立ったばかりでなく、実用面でも、各種産業で製品の信頼性を向上させるのに重要な役割を果たしてきている。特に、半導体工業においては、材料表面や界面状態を知ることが重要である。ここでは、半導体製造技術の向上のために ESCA (Electron Spectroscopy for Chemical Analysis) がどのように利用されてきたかを述べてから、利用するに当たって現われた各種問題点について検討する。

2. ESCA とは?

ESCA とは、試料表面に軟 X 線を照射して、励起されて発生する 2 次電子のエネルギー分析を行なう方法である。例えば、図 1 に示すようなスペクトルが得られ、横軸は発生する電子の運動エネルギーで、縦軸は強度である。ピークの位置から元素の種類と化合物状態に関する情報が得られ、ピーク強度から元素の量に関する情報が得られる⁽¹⁾。なお、化合物状態を表わすには化学シフトと呼ばれる値を用いる。ある元素 A が他の元素と結合していないときの電子の運動エネルギーの値を E_0 とし、他

図 1 ESCA の測定例(腐食後の Al-Mn 表面)。

* 株式会社日立製作所中央研究所主任研究員
Problems in Applications of ESCA to Semiconductor
Manufacturing Processes; Seichi Iwata (Central Research
Laboratory, Hitachi, Ltd., Kokubunji, Tokyo)
1981 年 1 月 14 日受理

の元素と結合しているときのそれを E とすると、化学シフト ΔE は

$$\Delta E = E_0 - E \quad (1)$$

と表わせる。この値より、原理的には、Aの化合状態を知ることができる。例えば、Aが酸化すると、電子がAから酸素へ移動するので、Aは正に帯電し、電子が出にくくなる(E は E_0 より小さくなる)。

3. 応 用 例

(1) Al-Mn 蒸着膜の耐食性

ICの配線材料には蒸着したAlが通常用いられるが、樹脂封止したICではAlがしばしば腐食してしまう。その対策として、MnをAlに添加すると、配線の腐食に対する寿命を伸ばせた⁽²⁾。この原因を解明するために、腐食したAl-Mn蒸着膜表面をESCAで検査すると、図1に示すようなスペクトルが得られた。Al-MnをアノードにしたときにはMnは検出されなかったが、カソードにしたときには検出された。すなわち、アノード腐食では、Mnが犠牲電極になって、Al-Mnの寿命が伸びたと推定された。カソード腐食の場合には、Al-Mnの酸化被膜がAlのそれより溶解または破壊されにくいことは電気化学的な検討から分かったが、ESCAの測定では、測定誤差範囲内で両者の酸化被膜の違いが認められなかった。それにもかかわらず、Al-Mnの方が常により耐食性を示した。このことやAlの酸化被膜の化学シフトの値がX線照射時間とともに変化するという事実から、化学シフトが本当に化合状態だけによって決まるかという疑問が生じた[†]。

(2) Auのマイグレーション

前項のAl-Mnより更に高い耐食性が要求される場合にはAuの配線が使われる。この場合、腐食による断線はなくなるが、配線間に水とある種のイオンが存在し、電圧がかかっていると、アノードからカソード側へAuが移動して(マイグレーション)短絡を起こす場合がある。

そこで、どのようなイオンが存在するとAuの移動が起きやすいかを、各種希薄溶液中でAuをアノードに、Cuをカソードにし電流を流して、Cu表面で検出されたAuとCuのピーク強度比でAuの移動し易さを判定した。表1に結果を示すように、Clのようなハロゲンイオンを含む溶液中でAuの移動が顕著であった⁽⁶⁾。この

表1 各種溶液中でのAuのマイグレーション。

溶 液	濃度 (mol/m ³)	Cu 上への Au 析出量*
NaCl	0.3	3
HCl	0.3	2
RbBr	0.3	8×10^{-1}
KI	0.3	2×10^{-1}
NH ₄ F	0.3	5×10^{-2}
HOSO ₂ NH ₂	0.3	4×10^{-2}
HNO ₃	0.3	4×10^{-2}
H ₃ PO ₄	0.3	4×10^{-2}
H ₂ SO ₄	0.3	6×10^{-3}
H ₃ BO ₃	0.3	—
NaOH	0.3	—
H ₂ C ₂ O ₄ ·2H ₂ O	0.3~30	—
Na ₂ SO ₃	0.3~3	—

* 4 mm 離れたAu(アノード)とCu(カソード)との間に35 Vの電圧を1.8 ks (30 min) 印加したときにCu表面で検出されたAu4f_{7/2}とCu3p電子のピーク強度比。

検討によりCu表面に析出したAuの量の相対的な比較はある程度できたが、絶対量を求めることはかなり困難である⁽⁷⁾。

(3) Al/Si 界面状態と素子特性との関係

ショットキー・バリア・ダイオードと呼ばれる半導体素子は、Si上に、例えば、Alのような金属を蒸着して、Al/Si界面を作ることにより形成される。この素子の特性はAl/Si界面状態により大きく左右され、蒸着前のSiの表面状態および蒸着法の影響を大きく受ける。ここで紹介する例では、素子特性として測定した順方向電圧(電流の流れ易い方向に一定電流を流したときの電圧)の値が蒸着法によって変わってしまった⁽⁸⁾。界面状態を表わす量として、界面で検出されるO1sとSi2p電子の強度比を用いた。界面を検査するには、Si上のAlをりん酸で除去して、直ちにESCAに装入し、露出したSi表面を検査した。りん酸処理により真の界面状態が観察できない可能性はあるが、同じ処理を施しても、違う試料で異なる結果が得られることから、得られた結果が2つの試料の違いを表わすことは確かであると考ええる。この外に、イオンスパッタにより界面を露出させる方法があるが⁽⁹⁾、この方法でも、試料の状態が変わってしまったり、平らにイオンスパッタできない等の問題がある。O1sとSi2p電子のスペクトルは、2つの蒸着法で、図2のような違いを示した。すなわち、スパッタ法で蒸着した場合の方が電子線蒸着の場合より上記強度比が大きい(界面のSiが酸化している)ことが分かった。したがって、スパッタ法の場合の方が界面にSi酸化物が厚く形成されていて、その結果、順方向電圧も高くなったと推定された。しかし、界面の酸化物の同定まで行なうことはできなかった。

† ICのAl電極と外部端子とを接続するには、普通、Au導線をAl電極と外部端子とに熱圧着する。この場合にも化学シフトに対する疑問が生じた。ここで、Al電極とAu線との接合性はAl酸化被膜の厚さの影響を大きく受けるが⁽⁴⁾、測定結果のばらつきが大きいことから⁽⁹⁾、厚さ以外の因子、例えば、被膜の種類が関与していると思われる。しかし、化学シフトを測定しても、同じ試料で値が変わってしまったり⁽⁹⁾、値が異なるはずなのに同じになってしまったりする。

図2 2つの蒸着法で形成した Al/Si 界面での Si の酸化状態。

(4) Al/SiO₂ 反応による SiO₂ 表面状態の変化

半導体素子の絶縁保護膜として SiO₂ が広く使われている。通常、SiO₂ の上に配線材料の Al を蒸着して、配線以外の部分をフォトリソングにより除去し配線を形成して、その上にまた SiO₂ を化学蒸着する。そのとき、Al を除去した部分の SiO₂ とその上に蒸着する SiO₂ との接着性が悪くて、機械的に弱い半導体素子ができてしまう場合があった⁽¹⁰⁾。この原因を調べると、下の SiO₂ の表面状態が Al 蒸着時 (基板温度 523 K (250°C)) の Al との反応により少し変化していることが分かった。Al 蒸

着有無の違いはわずかなもので、1, 2 回の測定では見落してしまうようなものであった。ここでは、ピークのすその部分の形状を表わす新しい値を定義して、表面状態の違いを表わした(図3参照)。図3に Al 蒸着有無の場合(上の2つのスペクトル)の Si2p 電子のスペクトルを示す。更に、Al/SiO₂ 反応を加熱によって促進させた場合のスペクトルをも比較のため示す。Al/SiO₂ 反応によりピークの高運動エネルギー側にふくらみが認められるようになり、反応が進むと酸化していない Si も検出されるようになる。これは Al による SiO₂ の還元によるものであると考えられる。本例で観測されたピーク形状の違いは、現有の装置では一見気付かれないような微妙なも

のであり、これは装置のエネルギー分解能が不足しているためである。

4. ESCA 応用の問題点と対策

ここでは、まず、ESCA 応用の問題点を整理して、次に、これら問題点の一部を解決して行なった分析の例について述べる。

(1) 問題点の整理

(i) 定量分析

表面から x の深さにある厚さ dx の層の中に存在するある原子 i から発生する電子線の強度 dI は

$$dI = K_i F n_i \sigma_i \exp\left(-\frac{x}{\lambda_i \cos \theta}\right) dx \quad (2)$$

と書ける⁽¹¹⁾。ここで、 K_i は装置と電子エネルギーと原子軌道に依存する定数⁽⁷⁾、 F は X 線強度、 n_i はその原子の濃度、 σ_i は光イオン化断面積、 λ_i は電子の脱出深さで、 θ は表面から発生し、分光器に入る電子の進行方向と試料表面の垂線となす角度である。したがって、厚さ d の試料で、電子線強度 I は次式から求められる。

$$I = \int_0^d dI \quad (3)$$

例えば、試料が成分均一な 2 元合金であれば、成分 1 と 2 の強度比 I_1/I_2 は ($\cos \theta$ は λ_i に含める)

$$\frac{I_1}{I_2} = \frac{K_1 n_1 \sigma_1 \lambda_1 [1 - \exp(-d/\lambda_1)]}{K_2 n_2 \sigma_2 \lambda_2 [1 - \exp(-d/\lambda_2)]} \quad (4)$$

となり、 I_1/I_2 から成分比 n_1/n_2 が求められる。ところが、実際には、正確な λ_i や σ_i の値が知られていない。 λ_i については、理論的⁽¹²⁾、実験的⁽¹³⁾検討があるが、まだ、正確な値が得られているとは言えない。通常、 λ_i は電子の運動エネルギーの関数として考えられているが、それだけでは決まらず、物質にもよる。例えば、MgK α 線で測定した Si2p 電子の λ_i として、Si で 1.9 nm、

図3 Al との反応による SiO₂ 表面状態の変化。

† 本例の SiO₂ は約 4 mol% の P₂O₅ を含む。

SiO_2 で 3.5 nm という値が得られている⁽¹¹⁾。また、 σ_i の値を実験的に求めるのには、 λ_i の値をまず知る必要がある。そのため、量子力学的計算から求められた σ_i の値⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾を用いる場合が多い。 σ_i や λ_i の値が分からなければ、組成の分かった試料で I_1/I_2 を測定して検量線を作っておけばよいが、通常の試料の表面と内部では組成が異なる場合が多いので、検量線を作ることも困難である。

(ii) 化合状態分析

化学シフトを正確に求めるためには、3章でも述べたように、試料の帯電効果の検討と装置の高分解能化が必要である。

実用的な応用では、試料が絶縁体や半導体である場合が多く、また、試料が金属であっても、ほとんどの場合、表面には酸化物や吸着物があるので、帯電の影響を無視できない場合が多い⁽³⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。X線照射により試料が帯電すると、試料の電位が変わるので、試料の表面電位が 4ϕ だけ変化したなら、帯電後の運動エネルギー E_ϕ は、 E を帯電がない場合の運動エネルギー、 e を単位電荷として、

$$E_\phi = E - e 4\phi \quad (5)$$

になる。試料が絶縁体である場合には、この効果は十分認められていて、表面に吸着している汚染炭素や表面にごく薄く蒸着した Au を基準にしたり、低エネルギーの電子線を照射したりして、帯電の影響を小さくする努力がなされている⁽¹⁸⁾。ただし、どの場合にも、完全に帯電の影響を除けたという保証はまだないと考えられる。

次に、高分解能化については、X線を単色光化すると、ピークの半価幅を単色光化しない場合の約半分かそれ以下にできる。ただし、単色光化するとX線強度が低下して測定に時間がかかるので、強力X線源が必要となる。その手段として、シンクロトロン放射 (Synchrotron Orbital Radiation, SOR) がある⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。これは、高速で回転する電子から円周方向に強力なX線が発生する現象を利用したもので、この方法により、従来、分解能不足のため検出できなかったピークが検出できるようになった⁽²¹⁾。

以上、化学シフトについて述べたが、化学シフト以外に、表面 EXAFS (Extended X-ray Absorption Fine Structure) から化合状態について知ることが可能である。これも SOR の利用によって可能性が現われたものである。すなわち、SOR では、X線のエネルギーを変えることが可能であるので、X線吸収端付近で、X線のエネルギーを変えて、オーージュ電子の強度を測定すればよい。このようにして得られたスペクトルは試料表面の物質の化合状態により敏感に変化する⁽²⁰⁾⁽²¹⁾ので、将来、化合状態を知る手段として広く使われるようになる。

(2) Si 上の SiO_2 薄膜の分析

ここでは、(1) であげた問題点のうち、定量分析法と化学シフトへの帯電の影響を検討して、Si 上の SiO_2 薄膜の分析を行なった例について述べる。

半導体素子では、 SiO_2/Si の界面状態を知ることが素子特性を理解するために非常に重要である。数年前は、Si 酸化膜は SiO_2/Si 界面近くで SiO_2 ではなく SiO_x ($0 < x < 2$) のようになっている、その、遷移層と呼ばれ、組成が SiO_2 と異なる層の厚さは約 3 nm はあるとされていた⁽²²⁾。また、この遷移層の中では組成が連続的に変わると考えられていた。

これらのことを確かめるために、厚さ 1~200 nm の酸化膜を Si 上に形成して、ESCA で $\text{Si}2p$ と $\text{O}1s$ 電子のスペクトルを測定した (図 4 参照)。図 4 で、 $\text{Si}2p^{\text{OX}}$ は酸化した Si、 $\text{Si}2p^{\text{Si}}$ は酸化しない Si である。これらのピークの位置や強度等から SiO_2/Si 界面の組成および化合状態分析を行なった。

図 4 各種膜厚の酸化膜を有する Si の ESCA スペクトル (膜厚は下から 0.6, 1.0, 1.5, 2.1, 3.0, 4.0, 4.9 と 200 nm)。

(i) 組成分析⁽¹¹⁾

まず、 $\text{Si}2p$ スペクトルを酸化した Si と酸化しない Si とのピークに分離した。それには、酸化しない Si のピークは HF で Si 酸化膜を除去した直後のものである、と仮定した。そのピークの強度を I_{Si} として、全 $\text{Si}2p$ ピーク強度 I_{Si}^{T} から I_{Si} を引いたものを酸化した Si のピーク強度 $I_{\text{Si-O}}$ とした。O1s ピークの強度を I_{O} として、 $I_{\text{O}}/I_{\text{Si-O}}$ を酸化膜の厚さ d の関数として求めた。ここで、それぞれの厚さの酸化膜で、組成が深さ方向に一定で SiO_x と表わすことができ、更に、非常に厚い ($d=200$ nm) ときには $x=2$ であるとして、式 (4) か

図5 各種厚さの Si 酸化膜のみかけの組成.

ら, x を d の関数として求めると図5のようになった†.

ここまでの結果からは, 前述の, かなり厚い遷移層があるという, Flitsch ら⁽²²⁾の結論が正しいように見えるが, そうはならない. なぜなら, 厚さ d での組成 x は, 一定組成の厚さ d の酸化膜を仮定したときの x の値で, みかけの組成であって, 深さ方向の濃度分布を表わしているのではないからである. 更に, 次の検討から, 組成が深さ方向に一定ではないことが分かる. 酸化した Si のピークに注目すると, 厚い (≥ 10 nm) ときには常に対称であった. ところが, 前述のピーク分離から求めた酸化 Si のピークは対称になっていない. そこで, 改めて, 酸化 Si のピークは対称であると仮定しピーク分離をし直すと, 図6のようになる. すなわち, 酸化した Si と酸化していない Si のピークとの間に新しいピークが現われる††. このピークがある層 T からのものであるとして, このピークの強度を I_T とすれば, I_T/I_{Si} は膜厚を変えてもほぼ一定であることから, T は界面 (Si の最上面) とほぼ同じ深さにある, すなわち, 界面の遷移層であると考えられる. また, I_O と $I_{Si^T} - I_{Si} - I_T$ との比の膜厚依存性を求めると, 式(4)で x を一定 ($x=2$) にした場合の膜厚依存性とよく合った. したがって, $I_{Si^T} - I_{Si} - I_T$ は SiO_2 によるものであると考えられる. 一方, T のピーク

図6 Si2p スペクトルのピーク分離.
(酸化膜厚は下から 1.0, 2.1 と 4.0 nm)

の化学シフトは 1.4 ± 0.1 eV で, SiO_2 のそれ(後述)の約半分であることから, T は SiO^{++} であると考えられる. T のピーク強度から, T の厚さは 0.3 ± 0.1 nm であると推定される.

ここまでの検討結果が妥当であるかどうかを調べるために, 角度分解 ESCA を用いた検討も行なった⁽²³⁾. すなわち, 1つの試料に対し, 式(2)の θ を各種変えて測定すると, 脱出深さ λ_i を変えたのと同じことになる. この方法を用いても, 上記検討結果とはほぼ同じ結果が得られた.

(ii) 化合状態分析

以上の結果では, 化学シフトの膜厚依存性が説明できない. すなわち, 図4から化学シフト ΔE の膜厚依存性を求めると, 図7のようになる. この ΔE が化合状態そのものを表わしているとするれば, 酸化膜の厚さによって化合状態が変わっていると考えられ, これが Flitsch

† x を求めるために必要な Si と O の脱出深さの値は, $Si2p$ ピークの酸化した Si と酸化しない Si とのピーク強度比および $O1s$ ピーク強度の膜厚依存性をエリプソメータで測定した膜厚 d と, それぞれ, 比較することによって求めた ($\lambda_{Si}=3.49$ nm, $\lambda_O=1.68$ nm). また, σ_{Si} と σ_O には前記 Scofield の値⁽¹⁵⁾を用い, $K_{Si}=K_O$ とした(そのとき, 厚い酸化膜では $x=2$ になる). なお, この実験に用いた装置 (日立 E-507 型 ESCA) では, 装置定数⁽¹¹⁾はエネルギーによらず一定である.

†† Bauer が SOR でピーク分離なしで観察している⁽²¹⁾.

††† 詳細⁽¹¹⁾は省略するが, $Si2p$ および $O1s$ ピーク強度から求めた酸化膜厚を比較することにより, 前記 T 層には O は含まれないと推定した. すなわち, T は SiO_2 と接する Si の第 1 原子層で, この層だけにおいて Si の化合状態が Si と SiO_2 とも異なっていると推定した. したがって, 上記 SiO は「 SiO の化合状態の Si」を言った方が正確である. なお, ここで得られた酸化膜の構造について, T の厚さを 0.3 nm として, みかけの組成 x を計算すると図5の実線のようになり, 実験結果とよく合っている.

図7 化学シフトの膜厚依存性.

ら⁽²²⁾が遷移層の厚さを約 3 nm とした理由でもあった.

ところが, 前にも述べたように, SiO_2 のような絶縁体では, それが非常に薄くても帯電の影響を受けて, ΔE が真の値 ΔE_T と異なって観測される⁽³⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾. 帯電による試料表面の電位変化を $\Delta\phi$ とすると, 式(1)と(5)から

$$\Delta E = E_0 - E_\phi = \Delta E_T + e\Delta\phi \quad (6)$$

となる(導体では, 試料と分光器を普通同電位にするので, E_0 は一定である).

帯電があるなら, 各ピークが同じ方向に同じエネルギーの値だけ移動することが予想される. 図4を見ると, 酸化した Si も O のピークも同じように低運動エネルギー側にずれている. また, 帯電があれば, 前述のように, X線照射時間によってピーク位置が変化する(Si 酸化膜でも変化した)だけでなく, X線強度や酸化膜の厚さを変えても, ΔE の値が変わると考えられる. 理論的には⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾, ΔE は X線強度 F と酸化膜厚 d の関数として, 次のようになることが予想される.

$$\Delta E = \Delta E_T + AF^n(1 - e^{-kd} - kde^{-kd}) \quad (7)$$

ここで, A , n と k は定数である. 図7の ΔE の d 依存性から外挿により ΔE_T を求めると 3.0 ± 0.2 eV になる. また, 式(7)から予想される ΔE と d との関係は図7に示す実線のようになり, 実験結果とよい一致を示している. 更に, 厚さ 1, 3 と 4 nm の Si 酸化膜の ΔE の X線強度依存性からも同じ ΔE_T の値が得られた. すなわち, $\Delta E - \Delta E_T$ と F との関係を, 図8に示すように, 対数目盛で図示し, ΔE_T の値をいろいろ変えてみて, 両者の関係が直線になるような ΔE_T の値を求めると, 前と同じ 3.0 ± 0.2 eV という値が得られた.

以上の検討より, Si 酸化膜の真の化学シフト ΔE_T は, 膜厚を変えても一定で, 3.0 ± 0.2 eV であると結論できる. したがって, この結果は, 前記の, 酸化膜の組成が膜厚を変えても一定であるという結果が正しいことを支持している. これまでの結果をまとめると, Si の酸化膜は, 厚さが数 nm かそれ以下でも, SiO_2 から成っていて,

図8 化学シフトのX線強度依存性.
(真の化学シフトの求め方)

Si との界面では, SiO_2 と接している Si の第1原子層で Si の化合状態が SiO_2 と Si との間 (SiO) になっていると言える.

5. ま と め

以上, われわれが行ってきた実験の結果を中心に, ESCA の実用的応用と問題点について述べた. ESCA は, 現在, 広く使われるようになったが, 実際に使ってみて, 定量的な結果を得ようとする, まだまだ問題が多い. 組成分析を行なうためには, 脱出深さや光イオン化断面積についてもっとデータを蓄積する必要がある. 化合状態分析では, X線照射による帯電の効果を検討したり, エネルギー分解能を向上させることが必要である. これらの問題が解決すれば, ESCA による更に正確な分析が可能となろう.

終りに, ここで紹介したわれわれの研究を可能にして下さった株式会社製作所中央研究所 佐藤喜久治博士と紹介した実験と検討の多くを筆者とともに行った同所石坂彰利氏に深く感謝する.

文 献

- (1) K. Siegbahn, C. Nordling, A. Fahlman, R. Nordberg, K. Hamrin, J. Hedman, G. Johansson, T. Bergmark, S. E. Karlsson, I. Lindgren and B. Lindberg: ESCA-Atomic, Molecular and Solid State Structure by Means of Electron Spectroscopy, Nova Acta Reg. Soc. Sci. Uppsaliensis, Ser. IV, **20** (1967).
- (2) S. Iwata, A. Ishizaka and H. Yamamoto: J. Electrochem. Soc., **126** (1979), 110.
- (3) 岩田誠一, 石坂彰利: 日本金属学会誌, **42** (1978), 1020.
- (4) 岩田誠一, 石坂彰利, 山本博司: 日本金属学会誌, **41** (1977), 1161.
- (5) 岩田誠一, 石坂彰利, 山本博司: 日本金属学会誌, **45** (1981), 603.
- (6) 岩田誠一: 日本金属学会誌, **45** (1981), 446.
- (7) 奥 正興: 日本金属学会会報, **16** (1977), 223.
- (8) 岩田誠一, 菊地 彰, 山本博司, 中田健介: 日本金属学会誌, **45** (1981), 542.
- (9) J. S. Johannessen and W. E. Spicer: J. Appl. Phys., **47** (1976), 3028.
- (10) 岩田誠一, 石坂彰利: 日本金属学会誌, **45** (1981), 544.

- (11) A. Ishizaka and S. Iwata : Surf. Sci., **84** (1979), 355.
- (12) D. R. Penn : J. Electron Spectrosc., **9** (1976), 29.
- (13) C. R. Brundle : J. Vac. Sci. Technol., **11** (1974), 212.
- (14) V. I. Nefedov, N. P. Sergushin, I. M. Band and M. B. Trzhanskovskaya : J. Electron Spectrosc., **2** (1973), 383.
- (15) J. H. Scofield : J. Electron Spectrosc., **8** (1976), 129.
- (16) 岩田誠一, 石坂彰利 : 日本金属学会誌, **43** (1979), 380.
- (17) 岩田誠一, 石坂彰利 : 日本金属学会誌, **43** (1979), 388.
- (18) C. D. Wagner : ASTM Special Publications, (1979).
- (19) 太田俊明 : 化学の領域, **32** (1978), 786.
- (20) 黒田晴雄, 藤川高志 : 化学の領域, **32** (1979), 276.
- (21) R. S. Bauer : J. Vac. Sci. Technol., **17** (1980), 509.
- (22) R. Flitsch and S. I. Raider : J. Vac. Sci. Technol., **12** (1975), 305.
- (23) A. Ishizaka and S. Iwata : Appl. Phys. Lett., **36** (1980), 71.

*

学術会議だより

金属研究連絡委員会(第12期・ 第1回)報告

上記委員会が去る7月22日に開催された。その際の報告・審議事項のおもなものについて報告する。

なお三本木貢治先生が新しく委員長に就任されることになった。

1. 研究連絡委員会について

研究連絡委員会の新設希望が少なくないため、委員会設置基準および既存委員会の整理・統合などについて現在検討が行われている。

2. 国際会議代表派遣について

前回の連絡委員会で候補者を決定して推せんしたが、その後代表派遣は学術会議会員に限るという方針が打ち出されたため、各学・協会から申請されていた方々について再審議の結果、金沢 武先生(会員)を推せんすることにした。

3. 文部省科学研究費補助金に係る特定研究題目の決定や、金属研究長期計画の立案などについて検討するための小委員会設置を申請することにした。

(金研連委員・東北大学工学部 辛島誠一)

溶接研究連絡委員会(第12期・ 第1回)報告

上記委員会が去る7月30日に日本学術会議会議室で開催された。その際の報告・審議事項のおもなものについて報告する。

なお金沢 武先生が新に委員長に就任されることとなった。

1. 研究連絡委員会の改組・増設について

研究連絡委員会の新設希望が少なくないため連絡委員会設置基準および既存委員会の整理統合、必要委員数の確保について現在検討が行われている。

2. 国際会議代表派遣について

金属分野の派遣予定者を、その後の状況より変更する必要に迫られ、金沢 武先生(会員)を推せんすることとした。

3. 次回委員会は来る10月13日(火)溶接学会会議室にて開催することとした。

(溶接研連委員・川崎製鉄(株) 三本木貢治)