オージェおよびイオン化ロスピークを利用した 蒸着膜成長モードの決定*

金持 徹**・加護谷隆己**・永田 三郎***

(昭和50年10月30日受理)

Determination of Growth Mode of Deposited Film by Auger and Loss Spectroscopy

Tōru KANAJI, Takami KAGOTANI and Saburō NAGATA

(Faculty of Engineering, Kobe University, Rokko, Nada, Kobe, Japan)

(Received October 30, 1975)

Growth mode of the iron films deposited on MgO (001) surfaces with and without contamination was studied on the basis of Palmberg's criterion. The deposition rate of the films was controlled about $1.2 \text{ \AA min}^{-1}$ and the residual gas pressure during the deposition was kept lower than 2×10^{-10} Torr. For the application of the criterion to the growth mode analysis, the change of several Auger peak heights of the substrate and the deposit should be measured with the amount of deposition. Some of the Auger peaks, Mg(KLL), Mg(LVV), and Fe($M_{2,3}M_{4,5}M_{4,5}$), are, however, not suitable for the purpose because they are disturbed by the experimental difficulties. The energy differences among O(KLL), Fe($L_{3,2,3}M_{2,3}$), Fe($L_{3,2,3}V$), and Fe (L_3VV) peaks are insufficient for the purpose. Therefore, in this study, Fe- L_3 shell ionization loss peak was used in addition to the Auger peaks. The films deposited on a contaminated surface seemed to grow through island structure, and those deposited on a carefully cleaned surface seemed to grow through layer by layer fashion.

1. 緒 言

固体表面域に存在する元素の同定手段として AES (Auger Electron Spectroscopy) は、急速な発展をとげた。しかし、これによる定量分析にはまだ問題が多い。その一つは、検出しようとする物質から発生した特定のエネルギーのオージェ電子が各種の母材を透過して放出されるにあたってのいわゆる脱出深さ (Escape depth, 脱出確率が $1/e$ となる深さ) が確定していないことである。Palmberg と Rhodin¹⁾ は、Au 基板上に Ag を蒸着し、基板物質と蒸着物質のオージェピークの強度の膜厚依存曲線から、Ag 中での Au (72 eV) と Ag (362 eV) のオージェ電子の脱出深さを決定した。また、Seah²⁾, Tarng and Wehner³⁾, Ridgeway and Haneman⁴⁾ 等が同様の方法で Be, Cu, Mo, W, Fe, Ni 等の物質中での各種のエネルギーのオージェ電子の脱出深さを決定する実験を行った。これらの場合、基板上で膜が層状成長 (Monolayer

overgrowth) することが前提となっている。

Bauer と Poppa⁵⁾ は、蒸着膜形成の初期において島構造を経る場合 (Volmer-Weber mechanism), 層状成長する場合 (Frank-van der Merwe mechanism), 最初層状成長した後、島構造を経る場合 (Stranski-Krastanov mechanism) の3種類に膜成長モードを分類した (それぞれ (Fig. 1. (a), (b), (c))). また、基板の表面エネルギーが蒸着物質のそれよりも小さい時には、Volmer-Weber mechanism を、逆の場合は Frank-van der Merwe mechanism を、

Fig. 1 Basic growth mechanisms: (a) Volmer-Weber mechanism, (b) Frank-van der Merwe mechanism, (c) Stranski-Krastanov mechanism⁵⁾.

* 昭和50年4月1日第22回応用物理学関係連合講演会で講演。

** 神戸大学工学部応用物理 (神戸市灘区六甲台町)。

*** 現在は摂南大学経営工学科 (寝屋川市池田中)。

nism,あるいはStranski-Krastanov mechanismを経て成長することが予期されること,更に同じ蒸着物質と基板物質の組合せであっても,蒸着前の基板表面の状態が膜成長モードに影響を与えることを指摘した。

Palmberg と Rhodin¹⁾ は,蒸着物質と基板物質のオージェピーク強度の膜厚依存曲線から,層状成長する場合と島構造を経て成長する場合を判断した。本邦でもその方法(いわゆるPalmbergの基準)を利用して,いくつかの研究グループ^{6),7),8)}が膜成長モードを決定することを試みている。

筆者等は,前報⁸⁾で注意深く清浄化したMgO(001)基板上でのFe蒸着膜の成長モードを調べ,Palmbergの基準からは層状成長的であり,電子顕微鏡の観察結果からは島構造を経ているようであったので,両結果を考え合わせてStranski-Krastanov mechanismを経て成長している可能性について論じた。

今回,表面状態の異なるMgO(001)基板,つまり注意深く清浄化した基板表面と,故意に不純物Cを残した状態の基板表面にFeを蒸着し,Palmbergの基準を利用して膜成長モードを判断した。その結果,蒸着前の基板表面の状態により,膜成長モードが著しく影響を受けることがわかったので報告する。なお,前報⁸⁾にも述べたように,MgOとFeのオージェピークのみを利用して膜成長モードを決定するには困難があるので,Fe-L₃殻イオン化ロスピークも併せて利用した。

2. 方 法

2.1 Palmbergの基準

蒸着膜が島構造を経て成長する場合に,島の背の高さが蒸着初期から充分大きくて,島でおおわれている基板物質からのオージェ電子は脱出できないとすると,基板物質が露出している部分からは基板物質のオージェ信号が,島の部分からは蒸着物質のオージェ信号が出ることになる。だから,基板物質のオージェピーク強度は,島におおわれていない面積に,また蒸着物質のオージェピーク強度は,島の面積に比例して変化する。そして,蒸着前のピーク強度で規格化した基板物質のオージェピーク強度と,充分な膜厚に達した時のピーク強度で規格化した蒸着物質のオージェピーク強度の和は,膜厚に関係なく一定に保たれ,ちょうど基板物質の面積の半分が島でおおわれた時,蒸着物質と基板物質のピーク強度は等しくなると考えられる¹⁾(Fig. 2 (A))。

一方,層状成長する場合には,蒸着物質と基板物質のオージェピーク強度は膜厚の増加に伴い指数関数的に増減すると考えられる。そして,オージェ電子の脱出深さはそのエネルギーにより異なるため,膜厚の増加に伴う

(A)

(B)

Fig. 2 Normalized Auger peak-to-peak heights vs. mean film thickness. (A) Typical island structure¹⁾, (B) Typical monolayer overgrowth³⁾.

オージェピーク強度の変化にエネルギー依存性が現われる³⁾(Fig. 2 (B)). すなわちこのエネルギー依存性がない時には,島構造を経て成長しており,エネルギー依存性が顕著に現れる時には層状成長していると考えられる。

ところで,この基準によって膜成長モードを判断する時には,幾種類かのエネルギーの異なるオージェピークが必要である。本報のMgOとFeの組合せの場合には,顕著なピークとして,Mg-LVV(26 eV),Mg-KLL(1,200 eV),O-KL_{2,3}L_{2,3}(501 eV),Fe-M_{2,3}VV(42 eV),Fe-L₃M_{2,3}M_{2,3}(590 eV),Fe-L₃M_{2,3}V(648 eV),Fe-L₃VV(702 eV)の7種類が考えられる。しかし,Mg-KLLピークを検出するためには,MgのK殻を励起することが必要であり約1,300 eV以上のエネルギーの一次電子線を入射させなければならない。ところが前報に詳しく論じた様に1,300 eV以上ものエネルギーを持つ電子を入射させると帯電が起り,精密な議論に役立つ情報を得ることは困難である⁸⁾。また,残留Cの存在するMgO基

板表面での膜成長モードを調べる時には、Mg-LVV オージェ電子はCに吸収されて脱出できず利用することができない。更に、Fe-M_{2,3}VVピークは蒸着の初期において、基板とFe原子の相互作用によるためか、特殊なふるまいをするため利用できない⁸⁾。結局、利用できるのは、O-KL_{2,3}L_{2,3}(501 eV), Fe-L₃M_{2,3}M_{2,3}(590 eV), Fe-L₃M_{2,3}V(648 eV), Fe-L₃VV(702 eV)であるが、これらのピークだけではエネルギー差が小さく Palmberg の基準により、膜成長モードを議論するのに有効ではない。

そこで、本報ではこれらのオージェピークに加えて、次に述べるイオン化ロスピークを併せて利用することにした。

2.2 イオン化ロスピーク

AESでは、固体に一次電子を照射して内殻電子を励起し、その後起こる電子の遷移により発生するオージェ電子を利用する。その時、内殻電子を励起するためのエネルギーを失った一次電子によって二次電子分布曲線(N(E)曲線)上にピークが形成される。これを弾性散乱ピークに附随するイオン化ロスピークという。オージェスペクトルは通常2次電子のエネルギー分布曲線(N(E))の微分曲線(dN(E)/dE)上に現われるピークで論じられるが、このdN(E)/dE曲線上には当然イオン化ロスピークも現われる。

ある元素のX殻電子の励起に伴うロスピークの持つエネルギーE_{loss}は、一次電子のエネルギーをE_p、X殻電子の励起のために必要なエネルギーをE_xとすると、

$$E_{loss} = E_p - E_x$$

となる。E_xは一定値であるので、E_pを変化させればイオン化ロスピークの現われるエネルギーは変化する。

Fig. 3 は MgO 基板上的 Fe 膜のオージェスペクトルを、幾種類かの E_p で測定したものである。この時、MgO と Fe からオージェピークの他に矢印で示した2つのピークが見られる。この2つのピークの現われるエネルギーは、E_p の値を変化させた時、正確にその変化分だけシフトしている。また、E_p とピークの現われるエネルギーの差、つまり E_p - E_{loss} = E_x は、それぞれ 713 eV と 701 eV で、その差は約 12 eV であった。一方、Siegbahn 等⁹⁾ の ESCA による Fe の L₂, L₃ 殻電子の結合エネルギーの値 E_{L2}, E_{L3} はそれぞれ 723 eV と 710 eV で、その差は 13 eV である。更に、蒸着初期においては L₃-loss と表示されたピークが先に現われ、蒸着量が増加すると L₂-loss と表示されたピークも現われて2連のピークとなるが、この2つのピークの強度の大小関係は、蒸着初期から顕著に現われる Fe-L₃ 殻のイオン化に伴うオージェピーク(L₃M_{2,3}M_{2,3}, L₃M_{2,3}V, L₃VV)と、それに比して非常に小さい L₂ 殻のイオン化に伴うオー

Fig. 3 Auger spectra of an Fe film deposited on MgO substrate at five different primary electron energies. Energies of Fe-L₂, L₃ shell ionization loss peaks change with primary electron energy.

Fig. 4 An example of the Auger spectrum of Fe on MgO. The primary electron energies are chosen so that Fe-L₃ shell ionization loss peak appears at 290 eV and 390 eV.

ジェピーク ($L_2M_1M_{2,3}$, $L_2M_{2,3}M_{2,3}$, $L_2M_{2,3}V$, L_2VV) の強度の大小関係とよく対応しているように思われる。

以上のことより、2つのピークの小さい方は Fe- L_2 殻のイオン化に伴う、大きい方は Fe- L_3 殻のイオン化に伴うロスピークであると同定できる。

先に述べた帯電との関係で、入射電子のエネルギー E_p は普通 1,000 eV 付近に選ばれるため、Fe- L_3 殻イオン化ロスピークは、200~400 eV の間の測定しやすい位置に現われる。この程度のエネルギー値のピークが存在することは先述の Palmberg の基準による考察を行う際に有効である。

本実験では、各蒸着段階で Fe- L_3 殻イオン化ロスピークが 290 eV と 390 eV に現われるように、2種類の E_p でオージェスペクトルの測定を行った。その一例を Fig. 4 に示す。

3. 実験装置および手順

本実験に用いたのは通常の4枚メッシュ型 LEED-AES 装置で、真空容器の荒引き、bakeout 後、125l/sec のイオンポンプを動作させると 1×10^{-9} Torr 程度の真空度が得られる。その後、液体窒素冷却壁を備えたチタンサブリメーションポンプを働かせると、容易に 1×10^{-10} Torr 以下の真空度が得られる。

MgO 基板結晶は、5 mm×5 mm×1 mm 程度の薄板状に大気中劈開したもので、タングステン棒に支持されたタンタル箔の試料ホルダにはさみ込んだ。加熱はタングステン棒を通して試料ホルダを通電加熱することにより行った。真空容器の超高真空への排気後の MgO 基板表面からのオージェスペクトルには、C-KLL (260 eV) ピークと O-KLL (501 eV) ピークが見られ、Mg-LVV (26 eV) ピークは非常に小さかった。この時、MgO (001) 面に相当する background の明るい LEED 像が見られた。この状態の MgO 基板を超高真空中で 850°C で 10 分間程度加熱すると、C-KLL と O-KLL オージェピーク強度は少し減少し、LEED 像の background も減少した。これは基板表面に吸着していた CO が、加熱により脱離したためと考えられる。その基板表面からのオージェスペクトルを Fig. 5 に示す。Mg-LVV (26 eV) ピークは小さく、MgO 表面は C 原子によりほとんど露出することなくおおわれていると考えられる。この状態の基板表面を本報では「未清浄化基板表面」ということにする。

未清浄化基板表面上の C を超高真空中での加熱により短時間で除去するにはかなりの高温が必要で、そのために MgO 表面が変化して LEED 像が得られなくなる。そこで、 1×10^{-6} Torr 程度の純度の良い酸素雰囲気中で、850°C で C のピークが検出されなくなるまで数時間加熱

Fig. 5 Auger spectrum from MgO surface after heating in UHV.

Fig. 6 Auger spectrum from MgO surface after heating in oxygen atmosphere.

Fig. 7 Schematic diagram of LEED-AES electron optics and evaporation source.

Fig. 8 (A) Change of the normalized Auger and ionization loss peak heights during the deposition of iron on the contaminated MgO surface. (B) Change of the normalized peak heights during the deposition of iron on the carefully cleaned MgO surface.

し、更に蒸着開始直前に超高真空中で10分間 850℃に加熱して脱ガスした。この処理を施した後の基板表面からのオージェスペクトルを Fig. 6 に示す。Mg-LVV, O-KLL ピーク以外には、ほとんど何も検出されない。この状態の基板表面を本報では“清浄化した基板表面”ということにする。清浄化した基板を超高真空中に長時間放置しても、Mg-LVV と O-KLL 以外のピークは検出されなかった。

蒸着源の鉄は、純度 99.99%と称する 1/32"φの wire 状のもの (MRC 社製 MARZ grade)で、それを直接通電加熱することにより蒸着を行った。この時、蒸発源は含有不純物を除去するために、蒸着前に10時間程度、蒸着中と同温度 (約1060℃) で予備加熱しておくことが必要であった。この予備加熱を利用して基板と同じ位置に置いたガラス板上に膜厚測定用の試料を作製し、後にそれを多重干渉計で測定し、平均蒸着速度を算定した。本実験での蒸着速度は約1.2Å/min であった。蒸着源の温度は

viewing port を通して光高温度計で監視し、それを一定に保つようにした。

幾何学的配置は Fig. 7 に示すが、電子線の軸と蒸発原子線の軸の交点に基板面を置き、基板表面の垂線が2つの軸となす角を 45° に保つように基板を固定したまま蒸着と測定を行った。前報の実験では、基板表面が蒸着時には蒸発源の方に、LEED-AES 測定時には電子銃の方に向くように、そのつど回転させたために幾何学的な再現性の不足による測定点のバラつきがあった。この点は改善されたが、その反面 LEED の観察が困難になった。

蒸着中の真空度は 2×10^{-10} Torr 以下であった。

4. 実験結果および考察

4.1 未清浄化基板表面での Fe 膜の成長

Fig. 8 (A) は未清浄化基板表面へ Fe を蒸着中のオージェピークとイオン化ロスピーク強度の変化を示している。蒸着物質のピークは充分な膜厚に達した時の強度で

規格化されており、基板物質のピークは蒸着開始前の強度で規格化されている。

蒸着物質からの3種類のピーク、つまり $\text{Fe-L}_{2,3}\text{V}$ (648 eV) オージェピークおよび $\text{Fe-L}_{2,3}$ 殻イオン化ロスピーク (290 eV, 390 eV) の強度の変化にはエネルギー依存性が認められず、図中の1本の実線曲線で代表される。このとき、図には示されていないが $\text{Fe-L}_{2,3}\text{M}_{2,3}$ (590 eV) および $\text{Fe-L}_{3}\text{VV}$ (702 eV) オージェピーク強度の変化もこの3つのピークとほぼ同じふるまいをした。

基板表面からの C-KLL (260 eV) と $\text{O-KL}_{2,3}\text{L}_{2,3}$ (501 eV) オージェピークは、15 Å 程度の平均膜厚まではほぼ同じ速さで減衰し、図中の点線曲線で代表される。平均膜厚15 Å 以上では C-KLL ピークは点線曲線に沿って徐々に減衰するが、 $\text{O-KL}_{2,3}\text{L}_{2,3}$ ピークの減衰は次第に停滞し、完全には消失しなかった。このことから、残留ガスの影響を除くためには蒸着中の真空度を前述の 2×10^{-10} Torr 以下に保つ程度では不十分なのであらうと考えられる。

蒸着物質からのピークの変化を代表する実線曲線の上昇する速さと下地物質からのピークの変化を代表する点線曲線の下降する速さはほぼ等しく、平均膜厚が約10 Å のところで2つの曲線は交わり、その点における縦軸の値はほぼ0.5である。

以上の結果を Palmberg の基準に照合すると、Fe 膜は島構造を経て成長しており、島の背の高さは蒸着の初期から C-KLL と $\text{O-KL}_{2,3}\text{L}_{2,3}$ オージェ電子の脱出深さに比較して充分大きいものと考えられる。また、実線曲線と点線曲線が交わる段階で下地面積の半分が蒸着物質でおおわれたものと考えられる。

この未清浄化基板上で作製した Fe 膜からレプリカ法により試料を作製し電顕観察すると、島構造らしいものが見られたが、このことは上記の結論を支持しているように思われる。

4.2 清浄化した基板表面での Fe 膜の成長

Fig. 8-(B) は清浄化した基板表面へ Fe を蒸着中の規格化された各ピーク強度の膜厚に対する変化を示している。蒸着物質からの3つのピークの強度は指数関数的に変化し、その変化の速さはそれぞれ異っている。すなわち、一番エネルギーの高い $\text{Fe-L}_{2,3}\text{V}$ (648 eV) オージェピークの変化は最も遅く、エネルギーの低い $\text{Fe-L}_{2,3}$ 殻イオン化ロスピーク (290 eV) の変化は速い。一方、基板物質からの O-KLL (501 eV) と Mg-LVV (26 eV) を比較すると Mg-LVV の方がずっと早く減衰している。ただ、このピークは $dN(E)/dE$ 曲線の大きな傾斜の上にあるので、真の値よりも小さく読みとられるので、これを補正すれば、もう少しゆるやかに減少する（しかし、この

補正はまだかなり技巧的であるので本報には補正しない曲線を示した）。また、 $\text{O-KL}_{2,3}\text{L}_{2,3}$ オージェピークはこの場合も残留ガスの影響により完全には消失しなかった。しかし、これらの点を考慮してもなお蒸着初期のこれらのピークの減少の速さは明らかに異なっている。

以上のように、蒸着物質と基板物質のピーク強度の増加あるいは減少する速さにはエネルギー依存性が認められ、Palmberg の基準に従うと Fe 膜は層状的に成長していると考えられる。

この方法で作製した Fe 膜のレプリカによる電顕観察によっても島構造らしいものは発見されなかった。

4.3 考察

Fig. 8 (A), (B) の各ピークの膜厚依存曲線を Palmberg の基準に従って判断すると上記のような結論に達したが Palmberg の基準は極端な島状成長を想定している。つまり、蒸着開始当初からオージェ電子の脱出深さよりも充分大きい背の高さの島ができ、下地物質のオージェ信号は島により完全に遮断されると考えられている。しかし、実際に蒸着の最初からすべての島がその様な背の高さを持つとは考えにくく、また、そのようなことがあったとしても、基板表面に対して斜めに放出される下地物質のオージェ電子には島の中を通過する距離が短かく脱出可能なものもあるからである。従って、4.1 で考えた Palmberg 的な意味での島構造については疑問が残るが、各ピーク強度の膜厚に対する変化のエネルギー依存性が Fig. 8 (A), (B) で明らかに異なることより、未清浄化基板表面で層状成長していることはなく、なんらかの形の島構造を経て成長しているものと思われる。

層状成長する場合にはピーク強度の変化が飽和に達するのは、膜厚が脱出深さ以上になった時で、島状成長する時のそれは、島の高さが一般に脱出深さよりも十分に大きいとすれば、基板表面が島におおわれてしまった時である。すると飽和に達する平均膜厚は島状成長の方が層状成長よりも大きいと考える方が無理がない。ところが、Fig. 8 (A), (B) でそれを比較すると、このことと矛盾している。しかし、この点は実験技術の問題のように思われる。すなわち今回の実験ではガラス基板上に蒸着した Fe 膜から算定した蒸着速度を用いたのであるが、これと MgO 基板上に蒸着中のそれに違いがあり、Fig. 8 の横軸に誤差があることが主な原因と考えられる。この誤差の原因としては、(1) MgO 基板と正確に同じ位置にガラス基板が置かれていなかったのではないかと、(2) viewing port を通して蒸発源を監視して蒸発量を制御したのであるが、その viewing port が蒸発 Fe 原子の飛来によって汚れてくるために光高温計による読み取り値を一定に保つようにすると蒸発源の温度が次第に高く設定

されることになった可能性がある。(3)蒸発原子の飛来する方向に対して基板表面を 45° に傾けた状態で蒸着を行ったのであるが蒸発原子線の平行度が不十分なために同一基板上でも local に蒸着速度が異なっていた可能性がある。などが考えられる。

以上のように、4.1, 4.2で判断した膜成長モードには疑問もあるが、蒸着前の基板の状態の違いにより膜成長モードが著しく異なることは確実である。基板の表面エネルギーが膜成長モードに与える影響を考えると、未清浄化基板の表面エネルギーはなんらかの原因により小さくなっていると考えられる。

未清浄化基板と清浄化した基板の明らかな違いは、未清浄化基板表面から不純物Cの大きなピークが検出されたことである。従って、第一に考えられることはCにより基板の表面エネルギーが小さくなったことである。しかし、その他に水素、酸素、水などがMgO表面に吸着していても、水素原子にはオージェ遷移は考えられず、酸素からのオージェピークはMgOからのそれと重なるため検出困難でこれらによる表面状態の違いも考えられる。更に、清浄化した基板では残留Cを除去するために高温で長時間加熱しており、また、その過程で幾度かオージェスペクトルの測定を行ったため、一次電子線の衝撃による表面状態の変化も考えられる。以上のような考え得る原因のうち、どれが決定的な影響を与えたかを決めるには、更に綿密な実験が必要である。

5. 結 論

MgO(001)基板上にFeのエピタキシャル蒸着膜を成長させる場合、蒸着前の基板表面状態が膜成長モードに著しい影響を与えることがわかった。現在の段階においてPalmbergの基準に従って解釈すれば基板表面からCが検出される場合には島構造を経て、又注意深く清浄化した場合には層状的に膜が成長すると思われる。それゆえ層状成長することが期待される基板物質と蒸着物質の組合わせを選んで脱出深さを決定する実験を行う場合にも、蒸着前の基板の表面の状態には充分注意を払う必要がある。

また、Palmbergの基準を利用して膜成長モードを決定しようとする場合、有効に利用できるオージェピークが

少ない時には、適当なロスピークを併せて利用すれば有効であることが確められた。

6. あとがき

前報⁸⁾ではMgO(001)基板表面でFe蒸着膜がStran-ski-Krastanov mechanism を経て成長している可能性について論じた。しかし、その時AES観察の試料と電顕観察の試料とは同一でなく、前者は基板表面の清浄化に注意が払われたが、後者は清浄化が不十分であったと考えられる。この点について本報の実験では同一条件の試料を用いて確かめたが、Stranski-Krastanov mechanism を経ているとすべき証拠は見つからなかった。

この研究の一部は昭和49年度文部省科学研究費によって行われた。実験を進めるにあたっては、大阪大学篠田軍治名誉教授、京都大学恩地勝教授、ならびに関西の鉄表面研究のグループから御援助や御指摘を頂戴することができた。またMgO単結晶は第一稀元素K.K.から、タンタル箔は神戸製鋼K.K.から提供して頂いた。その御厚意に感謝する。

〔文 献〕

- 1) P. W. Palmberg and T. N. Rhodin: J. appl. Phys. **39** (1968) 2425.
- 2) M. P. Seah: Surface Sci. **32** (1972) 703.
- 3) M. L. Tarng and G. K. Wehner: J. appl. Phys. **44** (1973) 1534.
- 4) J. W. T. Ridgeway and D. Haneman: Surface Sci. **24** (1971) 451; Surface Sci. **26** (1971) 683.
- 5) E. Bauer and H. Poppa: Thin Solid Films **12** (1972) 167.
- 6) K. Yagi, Y. Matsushita, T. Narusawa, and G. Honjo: 6th Internl. Vacuum congress (1974, KYOTO) Session C.
- 7) 徳高平蔵, 西守克己, 石原永伯, 高島克己: 第35回応用物理学会学術講演会(1974, 福井) 予稿集175頁.
- 8) 金持徹, 豆田順一, 加護谷隆己, 永田三郎: 真空 **18** (1975) 45.
- 9) K. Siegbahn et al.: ESCA: Atomic, Molecular, and Solid State Structures by Means of Electron Spectroscopy (Almqvist and Wiksells Boktryckeri AB, Upsala, 1967).