クロムおよびニッケルをイオン注入した純鉄の 注入原子の深さ分布および電気化学的性質*

岡部 芳雄**・岩木 正哉***・高橋 勝緒***

(昭和54年12月21日 受理)

Concentration Profiles and Electrochemical
Properties of Chromium and Nickel Implanted Iron.
Yoshio OKABE** Masaya IWAKI*** and Katsuo TAKAHASHI***

(**Department of Electronic Engineering, Faculty of Engineering, The Saitama Institute
of Technology, Okabe, Saitama, 369-02)

(***The Institute of Physical and Chemical Research, 2-1 Wako-shi, Saitama, 351)

(Received December 21, 1979)

The concentration profiles of chromium and nickel implanted in pure iron were measured with a secondary ion mass analyzer. The electrochemical properties of implanted iron were investigated by means of a cyclic voltammetry in 0.5M acetate buffer solution ($\text{pH}=5.0\pm 0.1$). Chromium, nickel and argon ion implantations have been carried out with doses of $1\times 10^{16}\sim 1\times 10^{17}$ ions/cm² at an energy of 150 keV. The target temperature during ion implantation rised to $\sim 180^\circ\text{C}$ from room temperature by the heating effect of ion beam itself. The profile of Cr implanted in pure iron has two peaks; the first peak near the surface and the second peak near the depth predicted by the range theory. However, the first peak was not found in the specimen 1 st-implanted with Ni. The electrochemical properties of Cr implanted iron approach to that of Fe-18% Cr bulk alloy (SUS 430), as the dose increases. The polarization curve of Cr implanted iron with 1×10^{17} ions/cm² is almost the same as that of SUS 430. The polarization curve of Ni and Cr implanted iron is similar to that of Fe-18%Cr-8% Ni bulk alloy (SUS 304) after annealing at $\sim 300^\circ\text{C}$ for 20 min.. These results show that Cr and Ni implanted surface layer is useful for the improvement of corrosion resistance of iron.

1. 緒 言

近年、原子核物理学、高エネルギー物理学、プラズマ物理学、放電物理学等の発展と共に、イオンを用いた表面処理技術が無公害化・省力化等の観点から、従来のウェットプロセスにかわる技術として広く研究されている。このイオンによる表面処理技術の発展により、従来の手法では作製不可能な、あるいは、作製し難い表面層・表面被膜の形成が容易に行われるようになった。イオン注入法もこれらの技術の1つであり、準安定な表面層

の作製にすぐれた特徴を持っている。

イオン注入法とは、数 keV から数百 keV に加速したイオンを固体材料に照射し、材料の表面層に注入元素を添加することにより、固体材料表面層の性質を制御する方法である。被注入材料としては、絶縁物・半導体・金属等がある。絶縁物へのイオン注入に関する研究は、興味深い問題もあるが、まだ活発には行われていない。半導体へのイオン注入は、現在では、半導体工業に広く応用され、従来の熱拡散法に代わる不純物ドーピング技術として重要な役割を担っている。これに対し、荷電粒子を用いた金属への照射に関しては、主に格子欠陥等の物性物理に関する問題を中心に古くから研究されていたが^{1,2)}、金属表面層の合金化の様な応用面での研究は、イ

* 昭和54年 3月27日 第26回応用物理学関係連合講演会において講演

** 埼玉工業大学(埼玉県大里郡岡部町)

*** 理化学研究所(埼玉県和光市広沢)

オン注入装置自体の技術的問題等によりあまり進められていなかった。しかしながら、加速器の発展や大電流イオン源の改良に伴い、イオン照射による金属表面の特性改良に関する研究が活発になりつつある^{3,4)}。

金属へのイオン注入法の特徴は、主に次のようなものがあげられる。

- 1) 非熱平衡のプロセスであるため、室温で元素が添加できる。
- 2) 注入量や平均投射飛程を容易に制御することができる。

これらの特徴を生かして作製した金属表面について、現在では注入材の電気化学的性質や機械的性質が調べられている⁵⁻⁷⁾。特に腐食は表面現象であるため、イオン注入法を用いて材料表面近傍に耐食性の優れた表面合金層を形成させることにより、母材料の耐食性の改善が期待できる^{6,7)}。

本研究では、腐食と密接な関係のある鉄を母材料に選り、クロムおよびニッケルをイオン注入して、鉄基のクロムまたはニッケルクロム合金であるステンレス鋼 (SUS 430または SUS 304) と同程度の耐食性を有する表面層を作製することを試みた。イオン注入材の耐食性の評価は電気化学的手法を用い、注入材、未注入材およびステンレス鋼の電気化学的性質を比較することによって行った。また、電気化学的性質と注入イオンの深さ分布との関係についても検討を加えた。

2. 実 験

2.1 イオン注入装置および試料の作製

イオン注入装置は、主にイオン源・加速管部、質量分析部、注入室及び排気系により構成されている。実験に用いた装置の概略図を Fig. 1 に示す。イオン源はニールセン型イオン源 (DANFYSIK 社製 MODEL 910) を用いた。イオンの生成は、必要とする原子を含む化合物

Fig. 1 Ion implantation equipment.

A: ion gun, B: oven, C: filament, D: accelerator, E: gate, F: ion beam monitor, G: mass analyzer, H: ion beam scanner, I: faraday cap, J: target holder, K: target chamber.

Fig. 2 Mass spectra of ion beam.

Ion source material: NiCl_2 , oven temperature: $\sim 5500^\circ\text{C}$, ion energy: 150 keV.

又は単体を気化してイオン化室に導入し、フィラメントより放出される電子との衝突によって行われる。物質のイオン化において重要なことは、その物質の融点ではなく、蒸気圧である。クロムやニッケル単体では蒸気圧が低いため^{*}、それらの塩化物を用いて、クロムイオンやニッケルイオンを生成した。

この装置の最大加速電圧は200 kV であった。イオンビームから種々の不純物イオンを除くため、90度偏向形の磁界による質量分析器を用いた。Fig. 2 にイオン化する物質に NiCl_2 を用いて得られた代表的なマスペクトルを示す。質量数14と28は安定な放電の維持及び質量分析スペクトルのマーカーとして用いた窒素ガスから得られるものである。質量数35及び37は Cl^+ に、質量数52は Cr^+ 、63と65は Cu^+ に相当し、 NiCl_2 使用前に用いた CrCl_3 、 CuCl の残留分によるものである。質量数58と60が Ni^+ である。

質量分離を施されたイオンビームは注入室内の試料に照射される。約 10 cm^2 の面積を有する試料全面にわたり均一に注入を行うため、イオンビームは三角波を用いたスキャナーにより走査された。

注入装置の排気系は、イオン源・加速管部及び質量分析部では油拡散ポンプを用い、それぞれ、約 10^{-5} および 10^{-6} Torr に排気した。また注入室はオイルフリーの真空を達成するため、軸流分子ポンプにより $10^{-6} \sim 10^{-7}$ Torr に排気した。

^{*} 10^{-8} Torr において、クロムは 1267°C 、ニッケルは、 1382°C 以上で容易に気化する。

Fig. 3 Block diagram of secondary ion mass spectroscopy.

IG: ion gun, ES: electrostatic lens, QF: quadrupole mass filter, MP: automatic mass profiler, MU: multiplier, AMP: amplifier, REC: X-Y pen recorder, CRT: cathode ray tube, SA: specimen A, SB: specimen B.

注入イオンは、アルゴン、クロムおよびニッケルである。クロム及びニッケルはステンレス鋼合金成分であり、アルゴンは注入中に発生する照射損傷が電気化学的性質に及ぼす影響を調べるため注入された。注入イオンエネルギーは、比較的スパッタ率の小さい150 keVを用いた。イオン電流密度は $1 \sim 2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 、注入量は $10^{16} \sim 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ とした。クロメルアルメル熱電対を用いた測定から、注入中のターゲット温度は、イオン照射により室温から約180°Cまで上昇したことが認められた。

被注入材料として、0.1%程度の不純物*を含む純鉄を用いた。純鉄は注入前に機械的荒研磨、バフ研磨、仕上げ研磨により鏡面に仕上げられた後、トリクロロエチレンによる超音波洗浄を行った。

2.2 注入元素の深さ分布の測定

二次イオン質量分析法 (SIMS) を用いて、注入元素の深さ分布を測定した。この分析法の原理図を **Fig. 3** に示す。イオン源は冷陰極形で、イオン加速電圧は7~8 kV、1次イオンビーム電流密度は約 $60 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ であった。1次イオンとしてアルゴン、窒素および酸素を用いることができる。本実験では酸素を1次イオンとして用いた。二次イオンは静電レンズ系により収束され、四重極質量分析器で質量分析される。注入元素の濃度は、母材元素の二次イオン ($^{56}\text{Fe}^+$) 電流値 I_{Fe} に対する注入元素の二次イオン ($^{52}\text{Cr}^+$ または $^{58}\text{Ni}^+$) 電流値 I_{Cr} また

* Mn, 0.05%; O, 0.015%; C, 0.014%; P, 0.009%; S, 0.007%; Si, 0.003%; N, 0.0023%.

Fig. 4 Schematic diagram of an instrument for the cyclic voltammetry.

WE: working electrode (specimen), CE: counter electrode (platinum wire), RE: reference electrode (saturated calomel electrode), PS: potentiostat, TWG: triangular wave generator, REC: X-Y pen recorder, SOL: 0.5 M acetate buffer solution, TB: thermostat bath ($25.0 \pm 1.0^\circ\text{C}$).

は I_{Ni} の比 I_{Cr}/I_{Fe} または I_{Ni}/I_{Fe} として相対的に求めた。また、深さは分布測定後算出して求めた平均スパッタ率 ($\text{\AA}/\text{min}$) とスパッタ時間から求めた。

2.3 電気化学的性質の測定方法および装置

サイクリックボルタンメトリーを用いて、試料の電気化学的性質を測定した。 **Fig. 4** にサイクリックボルタンメトリーの測定装置の概略図を示す。試料を作用電極 (WE) とし、対極 (CE) には白金電極を用いた。電極を浸す電解液は、0.5M酢酸ナトリウム水溶液に0.5M酢酸を加えて、pH 値を 5.0 ± 0.1 とした酢酸緩衝溶液を用いた。電解液の容量は約80 ml であり、測定前に窒素ガスで30分以上脱酸素した。また、電解液の温度は恒温槽により、 $25 \pm 1^\circ\text{C}$ に保たれていた。試料の電極電位は参照電極 (飽和甘こう電極, SCE) に対して測定した。作用電極に印加する初期電位、電位掃引範囲及び掃引速度を三角波発信器によって設定した。電極電位は三角波発信器からの信号に応じてポテンシostatを用いて制御され、電位掃引に伴って、作用電極-対極間に流れる電流を検出し、電流と電位の関係 (分極曲線) をレコーダーで記録した。

3. 実験結果および検討

3.1 注入元素の深さ分布

一般に注入イオンの深さ分布は、おおむね LSS 理

Fig. 5 Concentration profile of chromium implanted in pure iron.
Ion energy: 150 keV, dose: 1×10^{17} ions/cm² solid line: Cr profile calculated by the LSS theory (including sputtering effect) dotted line: Cr profile measured by means of a secondary ion mass spectroscopy.

論^{9)*}で説明されている場合が多い。しかし、金属への注入の様な高注入量を必要とするイオン注入ではスパッタ効果を考慮した LSS 理論を適用するとよいことが分っている⁹⁾。スパッタ効果を考慮した分布は次式で示される。

$$N(y) = \frac{N_D}{\Delta R_p \sqrt{2\pi}} \int_{y-\bar{R}_p}^{y-\bar{R}_p+L} \exp \left\{ -\frac{(y-\bar{R}_p+z)^2}{2(\Delta R_p)^2} \right\} dz \quad (1)$$

ここで、 y は最終的に L だけスパッタされた後にあられる表面からの深さである。

イオンエネルギー 150 keV, 注入量 1×10^{17} ions/cm² で注入したクロムの深さ分布を **Fig. 5** に示す。図中の実線は理論から計算された $\bar{R}_p = 460 \text{ Å}$, $\Delta \bar{R}_p = 210 \text{ Å}$ を (1) 式に代入して得られた分布を示す。

図から明らかな様に、実測値 (○印) において、深さ分布は 2 つのピークを有する。第 1 のピークは表面近傍

* LSS 理論とは J. Linhard, M. Scharff, H. Schiøtt らが示した非晶質ターゲットに入射したイオンの飛程理論である。注入分布は、

$$N(x) = \frac{N_D}{\Delta R_p \sqrt{2\pi}} \exp \left\{ -\frac{(x-\bar{R}_p)^2}{2(\Delta R_p)^2} \right\} \quad (2)$$

で示される。ここで、 $N(x)$ は表面からの深さ x での注入原子濃度、 N_D は注入量、 $\bar{R}_p$ および $\Delta \bar{R}_p$ はそれぞれ平均投射飛程およびその標準偏差であり、注入イオンのエネルギー、原子番号、質量数、ターゲット基板の原子番号や質量数等により決まる。

Fig. 6 Concentration profile of nickel and chromium implanted in pure iron.
Ni⁺ implantation (1×10^{17} ions/cm² at 150 keV) has been carried out before Cr⁺ implantation (1×10^{17} ions/cm² at 150 keV).
A: measured Cr profile, B: measured Ni profile.

にあり (以下これを表面濃化と呼ぶ)、LSS 理論から予測できない現象である。第 2 のピークはスパッタ効果を考慮に入れた LSS 理論からの計算値よりも深い。第 1 のピークに見られる表面濃化は、SUS 304 や SUS 430 中のクロムでも認められている。ESCA によれば表面濃化したクロムは、酸化物として存在し¹⁰⁾、その原因は、注入中のクロムと酸素との相互作用に起因すると推測されるが、詳細な機構は検討中である。また、クロムの深さ分布は、第 2 のピークのバルク側で、クロムの深い侵入を示しており、これはイオン注入中のイオン照射による温度上昇と照射損傷との相乗効果により生ずる増速拡散のためであると思われる。

Fig. 6 にニッケルとクロムを二重注入した場合のニッケル及びクロムの深さ分布を示す。最初に、ニッケルを 1×10^{17} ions/cm² 注入した後、クロムを 1×10^{17} ions/cm² 注入した。イオンエネルギーは共に 150 keV とした。ニッケル単独注入の場合、深さ分布は LSS 理論とよく一致しており、クロムの場合に見られる表面の濃化現象は認められなかった。また、分布のピークよりもバルク側の領域では、増速拡散によるニッケルの深い侵入が認められた¹⁰⁾。前述のクロム単独注入においては、表面濃化現象が認められたのに対し、二重注入ではクロムの表面濃化現象は観察されなかった。また、測定したニッケル分布のピークの深さは約 250 Å であり、LSS 理論値よりも約 150 Å 表面側に寄っていた。このことはクロムを

Fig. 7 Polarization curves for iron electrode/ 0.5M acetate buffer solution (pH~5) system.

A: unimplanted pure iron, B: Ar implanted iron with 1×10^{17} ions/cm², C: Cr implanted iron with 1×10^{16} ions/cm², D: Cr implanted iron with 3×10^{16} ions/cm², E: Cr implanted iron with 1×10^{17} ions/cm², F: 18% Cr-Fe alloy (SUS 430). ion energy: 150 keV.

二重注入したことにより、ターゲット表面がスパッタされたためと考えられる。この場合のスパッタ率を概算すると、約1.4 atoms/ion であった。さらに、ニッケルの分布は単独注入の場合と比較して、深くまで侵入し、クロムの分布のピーク近傍で、ニッケルはほぼ平坦な分布を示した。この原因については、クロム注入によるニッケルの拡散やノックオン等の注入効果などが考えられる。

3.2 イオン注入材の電気化学的性質

サイクリックボルタンメトリーにより測定した純鉄、アルゴン注入材及びクロム注入材の分極曲線を Fig. 7 に示す。横軸は飽和甘こう電極に対する作用電極の電極電位であり、縦軸は作用電極—対極間に流れる電流密度である。本実験において、電位掃引の始点は-0.6Vで、この電位はおおよそ、試料を電解液に浸した時の浸せき電位である。電極電位は-0.6Vから+1.0Vまで正方向掃引を行った後、+1.0Vで掃引方向を反転し、-0.6Vまで負方向の掃引を行った。これを1サイクルとし、10サイクル程度までの電流—電位曲線を記録した。この時、ほぼ定常状態の電流—電位曲線が得られ、その正方向掃引のアノード電流と電極電位の関係を分極曲線として Fig. 7 に示した。アルゴン注入材 (1×10^{17} ions/cm², 150 keV) と純鉄の分極曲線を比較して、大きな変化は認められず、イオン注入による照射損傷は、この条件での電気化学的性質にほとんど関与していないことを示している。

非注入試料の分極曲線は2つの領域に区別できる。第1の領域は活性領域であり、第2の領域は不働態化領域である。活性領域では、-0.6Vから-0.2Vの正方向への掃引において、鉄の陽極酸化に伴うアノード電流が増大し、-0.2V近傍で極大を示す。不働態化領域では、電極電位にほぼ無関係にアノード電流は小さく一定である。これは試料電極表面に不働態化酸化被膜層が形成され、アノード電流が流れにくく、表面の保護性が高まっている状態を示している。

クロム注入試料において、注入量が 1×10^{16} ions/cm² では、その分極曲線は純鉄のものとほぼ同じであった。クロムの注入量が增大するに伴い、活性領域でのピークアノード電流値は減少する。このことはクロム注入により鉄の溶出が抑制され、試料表面の耐食性がクロム注入量の増大に伴い改善されることを示している。特に、注入量が 1×10^{17} ions/cm² の試料では、分極曲線が純鉄の場合と著しく異なり、SUS 430の分極曲線と極めてよく類似している。この場合、活性領域でのピークアノード電流は存在せず、電極の溶出は認められない。また、注入分布の測定から、この試料のクロムの最大濃度または表面近傍の濃度は、SUS 430のクロム含有率とほぼ同じであることが認められた。これらの結果は浸せき電位や分極抵抗の測定結果と一致する⁷⁾。結局、イオンエネルギー150 keVでのクロム注入の場合において、母材試料よりも耐食性を改善するには注入量が約 10^{16} ions/cm² 以上必要であることが分る。また、注入量が 1×10^{17} ions/cm² において、SUS 430と類似の分極曲線が得られることは、高耐食性表面の作製技術の観点から、また実用面から、イオン注入法による新材料の開発が期待されることを示している。

ニッケルとクロムの二重注入試料の分極曲線を Fig. 8 に示す。注入はイオンエネルギー150 keVで、最初にニッケルを 5×10^{16} ions/cm² 注入後、クロムを 1×10^{17} ions/cm² 注入して行った。この注入量では、ガウス分布におけるニッケルやクロムの最大濃度が SUS 304 のニッケルやクロムの含有量とほぼ同程度となる。この場合、クロムが 1×10^{17} ions/cm² 注入されているにもかかわらず、その分極曲線は活性領域が存在し、その耐食性は SUS 304ほど優れていなかった。これは格子のひずみ、照射損傷及び結合状態等によるものと思われる。

照射損傷等の影響を減ずるため、二重注入した試料を300℃および400℃でアルゴン雰囲気中において20分間の焼鈍を行った。400℃で焼鈍した場合の分極曲線は、焼鈍していない試料のそれとほぼ同程度であった。400℃以上の温度では注入分布が若干変化し、耐食性の著しい向上は認められなかった。これに対し、300℃焼鈍試料

Fig. 8 Polarization curves in the case of nickel and chromium ion implantation in 0.5 M acetate buffer solution (pH~5).

A: unimplanted pure iron, B, C and D: Ni and Cr implanted iron (5×10^{16} Ni⁺/cm² and 1×10^{17} Cr⁺/cm² at 150 keV), B: no annealing, C: 400°C annealing in flowing Ar gas for 20 min., D: 300°C annealing in flowing Ar gas for 20 min., E: 18%Cr-8%Ni-Fe alloy (SUS 304).

の分極曲線は活性領域がほぼ消滅し、SUS 304の分極曲線と類似していた。また、焼鈍による分布の変化もほとんど認められなかった。このように、従来の溶解法による合金の作製に用いられる温度よりもはるかに低い焼鈍温度で耐食性改善が認められた。以上の結果より、二重イオン注入では、単独注入と比較して複雑な現象が生じている。二重注入では、単独注入の場合の様な組成による効果ばかりでなく、注入元素分布、格子の歪み、照射損傷そして結合状態等の注入に付随して生ずる種々の効果が影響しているものと思われる。

3.3 電気化学的測定前後における深さ分布

前述の種々の注入試料についての電気化学的性質と表面注入層の組成との関連を調べるため、サイクリックボルタンメトリーの測定を行う前と後における注入元素の分布を測定した。Fig. 9 にクロム注入の結果を示す。注入量が 1×10^{16} ions/cm² の時、サイクリックボルタンメトリー測定前後において、クロムの深さ分布は著しい変化を示した。測定後の分布は表面側に寄っており、相対濃度は深さ方向に単調に減少していた。この現象は、注入量が 1×10^{15} ions/cm² の試料でも認められている。これに対し、注入量が 1×10^{17} ions/cm² の試料では、測定前後における注入分布の変化は認められなかった。これは注入層表面近傍のクロムの濃度が高いため、試料表面

Fig. 9 Effect of electrochemical treatment on chromium profile.

Solid line: Cr profile measured before the cyclic voltammetry.

Dotted line: Cr profile measured after the cyclic voltammetry.

(a) Cr implanted iron with a dose of 1×10^{17} ions/cm² at 150 keV.

(b) Cr implanted iron with a dose of 1×10^{16} ions/cm² at 150 keV.

は電解液による浸食を受けないことを示しており、分極曲線においても、活性領域を示さない結果とよく一致している。

4. 結 論

クロムやニッケルを純鉄に150 keV で単独注入及び二重イオン注入を行った試料の注入元素の深さ分布と電気化学的性質の関連を調べ、注入層の耐食性に及ぼす効果

を評価した。

i) 深さ分布

クロムを鉄に単独注入した場合、平均投射飛程はスパッタ効果を考慮した LSS 理論で予測される深さよりも深く、増速拡散と思われるクロムの深い侵入が認められた。また、単独注入と二重注入の深さ分布におけるクロムの挙動には相違が認められた。単独注入のクロムは表面濃化現象を起すが、ニッケル注入後に打ち込んだクロムの表面濃化現象は認められなかった。

ii) 電気化学的性質

クロムを 1×10^{17} ions/cm² 注入した試料の表面の表面組成は SUS 430 のバルク組成とほぼ同じであり、その電気化学的性質は SUS 430 の性質に類似していた。また、測定後の試料のクロムの分布も変化せず、電解液による浸食を受けなかった。クロムの単独注入の場合、全注入量が電気化学的性質に寄与しているのではなく、表面層のクロムの量に起因しているものと思われ、クロムの表面濃化現象は電気化学的性質に重要な役割をはたしている。

5×10^{16} Ni⁺/cm² 注入後、 1×10^{17} Cr⁺/cm² 注入した試料の表面組成は SUS 304 のバルク組成とほぼ同じであり、300℃アルゴン雰囲気中で20分間焼鈍した試料の電気化学的性質は SUS 304 の性質と類似していた。300℃20分間の焼鈍でこのような特性が得られることは、高温のプロセスを用いる従来の溶解法による合金化とは異なる利点を持つことを示している。

以上の結果より、イオンエネルギー150 keV 室温注入により作製した注入層の組成を、従来のバルク合金材の組成とほぼ同じにすれば、注入材の電気化学的性質がバルク合金材の性質と極めて類似した性質を有する材料とすることが出来ることが分った。従って、イオン注入法は純鉄の耐食性改善に有効な方法であると思われる。

〔文 献〕

- 1) S. Siegel: Phys. Rev. **75** (1949) 1823.
- 2) J. A. Brinkman et al.: Acta Metall. **2** (1954) 38.
- 3) S. T. Pictaux, E. P. EerNisse and F. L. Vook, Eds.: *Applications of Ion Beams to Metals* (Plenum Press, New York, 1975).
- 4) G. Carter, J. S. Collington and W. A. Grant, Eds.: *Applications of Ion Beams to Materials* (The Institute of Physics, London, 1975).
- 5) G. Dearnaley: "New uses of Ion Accelerators", ed. J. F. Ziegler (Plenum Press, New York, 1975) 283.
- 6) V. Ashworth et al.: Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev. **17** (1978) 176.
- 7) Y. Okabe et al.: Surf. Sci. **86** (1979) 257.
- 8) J. Lindhard et al.: Kgl. Danske Vindenskab. Mat. Fys. Medd. **33** (1963) 1.
- 9) M. Iwaki et al.: Proc. 7th Intern. Vac. Congr. and 3rd Intern. Conf. Solid Surfaces (Vienna, 1977) 10.
- 10) 岩木正哉: アイオニクス **30** (1978) 10.