

JAERI-M

6585

Ar⁺イオン照射によるMo表面のブリスターの観察

1976年6月

田中 三雄・深井 勝磨・白石 健介

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

この報告書は、日本原子力研究所がJAERI-M レポートとして、不定期に刊行している研究報告書です。入手、複製などのお問合せは、日本原子力研究所技術情報部（茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしください。

JAERI-M reports, issued irregularly, describe the results of research works carried out in JAERI. Inquiries about the availability of reports and their reproduction should be addressed to Division of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, Japan.

Ar⁺イオン照射によるMo表面のブリスターの観察

日本原子力研究所東海研究所燃料工学部

田中三雄・深井勝磨・白石健介

(1976年5月21日受理)

核融合炉第一壁材料表面のブリスターリングによる損耗の割合を評価するための予備実験を行った。入射エネルギーが450KeVのAr⁺イオンを室温でMoに照射し表面に形成されるブリスターを走査型電子顕微鏡で観察し、ブリスターリングの照射量およびその後の焼鈍温度依存性を調べた。Mo表面のブリスターは照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ を越えると観えはじめ、その直径は $1.8 \mu\text{m}$ でガス気泡のつり合いの式から予測される値と良く一致した。照射をつづけると密度は一定で直径は増加した。直径($d \mu\text{m}$)と照射量(ϕt)の関係は($d = 1.5 \log(\phi t) - 16$)で表わすことができる。ブリスターリングによる表面損耗率も同様に照射量の対数に比例して増加し、 $4 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで照射した試料では 2.04 atoms/ion にも達する。照射後焼鈍を行ってもブリスターリングの程度(照射表面をブリスターが占める割合)はほぼ一定であり、損耗率も焼鈍前の値とほとんど変わらない。これらの結果は室温照射におけるブリスターリングの程度を決めているのは照射初期に作られるAr気泡の密度であることを示している。

Observation of Blisters formed on the surface of Molybdenum
irradiated with Ar⁺ ions at Ambient Temperature

Mistuo Tanaka,
Kastumaro Fukai and
Kensuke Shiraishi

Division of Nuclear Fuel Research, Tokai, JAERI

(Received May 21, 1976)

Radiation blistering in molybdenum has been studied in change of the surface feature with irradiation and subsequent heat treatment to estimate erosion rate of the surface layer. The irradiation with 450 keV Ar⁺ ions to a dose of 5.1×10^{17} ions/cm² at ambient temperature produces blisters on the surface. Blisters have an average diameter of 1.8 μm as expected from the balance theory of gas bubbles. With further irradiation, the blister diameter increases with little change in blister density. The diameter $d(\mu\text{m})$ is expressed in $d=1.5 \log(\phi t)-16$ as a function of the fluence, ϕt . Erosion rate of the surface layer proportionally increases with the logarithm of the fluence beyond the dose of 5.1×10^{17} ions/cm². The erosion rate of the specimen irradiated to a dose of 4×10^{18} ions/cm² is 2.04 atoms/ion. The area of blisters on the irradiated surface changes a little with post irradiation annealing at 500° to 900°C. Radiation blistering is determined by the density of argon bubbles formed in the early stage of irradiation.

目 次 な し

1. はじめに

核融合炉の第一壁材料としてMoは有力な候補材料である。第一壁は核融合反応($D-T$ 反応)で生じた 14 MeV 中性子によって内部に損傷を受ける⁽¹⁾以外にその表面は比較的低いエネルギーの軽イオン(H, D, He)によるスパッタリングやブリスタリングによって損耗される。表面から削り取られた金属は炉心プラズマに不純物として混入し、核融合炉の定常運転におけるプラズマの安定性に影響する⁽²⁾。安定なプラズマを得るためにには、不純物のコントロールは重要な問題である⁽³⁾。

一方第一壁が表面から削り取られる現象を材料の側から考えると、この現象は第一壁材料の損耗を引き起こし寿命を決める大きな問題である。⁽⁴⁾⁽⁵⁾ 第一壁の寿命は最初の厚さの20%程度が損耗されるまでと考えられている⁽⁶⁾。いくつかの核融合炉における第一壁の厚さは約3mmと設計されているので寿命を5年程度にするためには、第一壁の損耗の割合を 0.12 mm/year 以下にする必要がある。第一壁の損耗を起こす原因のうち主な現象はスパッタリングとブリスタリングである。

スパッタリングは入射粒子と第一壁表面原子との衝突によって表面から原子が放出される現象であり⁽⁷⁾⁽⁸⁾、ブリスタリングはプラズマからのガス原子が第一壁表面近くに気泡となって放出し表面層をふくれ変形する現象である。ここではブリスタリングの損耗を主に考える。

軽イオンによる第一壁のブリスタリングについては現在多くの研究がなされており、ブリスタリングの機構およびそれに作用する因子に関する研究がすすめられているが^{(9), (10)}、第一壁損耗の割合を予測する上で実験的に明らかになっている因子を統一的に解釈する理論は確立されていない。

Heイオン照射によるブリスタリングの研究はMo⁽¹¹⁻¹⁵⁾, V^(16, 17), ステンレス鋼^(14, 15, 18, 19)およびNb⁽²⁰⁻²⁴⁾等の核融合炉第一壁候補材料で行われている。不活性ガスであるHeは金属の溶解度が少いことから、室温でHe照射したMo表面ではブリスターが観えはじめる照射量(臨界照射量)はイオンエネルギーに依存し、エネルギーが $7\text{ KeV} \sim 80\text{ KeV}$ であると 1×10^{17} から $6 \times 10^{17}\text{ ions/cm}^2$ であり、照射中のブリスターの破裂は 9×10^{17} から $3 \times 10^{18}\text{ ions/cm}^2$ で起る⁽¹¹⁾。高温照射すると、ブリスターは少ない照射量から観えはじめるが、照射中のガスイオンの移動速度が速くなる⁽²⁸⁾ことから大きなブリスターは形成されない。ブリスターを作るには金属内部にガス原子を蓄積する必要があり、高温になって表面層の強度が減少してもブリスターが作られないこともある。それ故ブリスタリングによる損耗率はこれらの二つの要因によって決まり、ある温度で最大になる。ステンレス鋼やV⁽²⁶⁾においては、消耗率の最大はそれぞれ 450°C であり、その温度領域は 0.4 Tm 程度(T_m は絶対温度で表わした融点)である。

金属への溶解度H⁺およびD⁺によるMoやNbでのブリスタリングについては、H⁺イオンによるブリスタリングと同様な現象が観察されているが^(14, 27)、ブリスターが観えはじめる照射量は同じ条件でのHe⁺イオン照射に比べて10倍程度多い。

本報告はHe⁺イオンによるMo表面のブリスタリング観察の予備実験として行ったAr⁺イオ

ン照射によるブリスタリングの結果をもとめたものである。実験では完全焼鈍したMoに450KeVのAr⁺イオンを室温で照射した後、試料表面のブリスターを観察した。Ar⁺イオンで450KeVの加速エネルギーは2MVバンデグラフにおいて安定に取り出せる最低加速エネルギーである。エネルギーが450KeVのAr⁺イオンのMo中の飛程は51KeVのHeイオンの飛程と同等であり、共にMoへの溶解度が少ない不活性ガスである。したがってAr⁺はMo表面のブリスタリングの現象を予備的に調べるには適切なイオンであるといえる。

2. 実験方法

この実験に用いた材料は純度99.95%モリブデン板で主な不純物の分析値をTable-1に示す。照射を行う前に10mm×10mm×0.25mmの大きさの試料を1400°Cで1時間、真空($\sim 1 \times 10^{-7}$ mmHg)熱処理した後、照射後の表面観察に適する平滑な表面を得るために12.5%硫酸エチルアルコール溶液で電解研磨した。研磨後の試料表面の凸凹は走査電子顕微鏡では観察されない程度に平滑であった。イオン照射は2MVバンデグラフを用いて、450KeVのエネルギーのAr⁺イオンを 3.5×10^{14} および 8.8×10^{13} ions/cm².secの線束で 1.1×10^{16} から 4×10^{18} ions/cm²まで照射した。照射中試料付近の真密度は 2×10^{-6} mmHgであった。照射温度は試料に密着させたアルメル-クロメル熱電対で測定し、全照射過程で200°Cを越えなかった。照射試料の表面観察は走査型電子顕微鏡(JSM-2型)を用いて、照射したままおよび真空中($\sim 1 \times 10^{-7}$ mmHg)で500°Cから1200°Cまでの温度で同一試料を段階的に熱処理した後に行った。

3. 実験結果

3.1 照射したままの試料表面の観察

線束 3.5×10^{14} ions/cm².secのAr⁺イオンを 4×10^{18} ions/cm²まで照射したMo表面に観察される損傷の様子をFig-1に示す。試料を保持するためのキャップによるマスクのため照射されなかつた領域には何んの損傷も観られないが、Ar⁺イオンによって照射された領域には表面が半円形に変形しているブリスター、広い領域の表面層がフレイキングによって剥離した跡および巾広く侵食された粒界が観察される。Fig-1a.cのうち四角で囲んだ領域を拡大したのがFig-1b.dであり、大きなブリスターの上やフレイキングの跡にさらに小さなブリスターが作られているのが観られる。

線束 8.8×10^{13} ions/cm².secで 5.1×10^{17} および 2.5×10^{18} ions/cm²まで照射した試料表面で観察される表面欠陥をFig-2に示す。照射量が 5.1×10^{17} ions/cm²である試料表面ではFig-2aに示す様に直径 $3 \mu\text{m} \sim 6 \mu\text{m}$ のフレイキングの跡、直径 $0.55 \mu\text{m} \sim 1.8 \mu\text{m}$ のブリスターおよび巾 $0.7 \mu\text{m}$ にまで侵食された粒界が観察される。同じ線束で照射量が 2.5×10^{18}

ions/cm^2 に増えると試料表面全体にブリスターが観られる (Fig - 2b). これらの試料で測定したブリスター直径の分布曲線を Fig - 3 に示す。横軸は測定されたブリスターの直径であり、縦軸はそれぞれの直径のブリスターの百分率を示す。照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ の試料で測られたブリスターの平均直径は $1.1 \mu\text{m}$ であり、直径の分布曲線は $1.1 \mu\text{m}$ を中心としその両側に対称な分布を示す。しかしながら照射量が $2.5 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ に増えるとブリスターの平均直径は $1.7 \mu\text{m}$ と増加し、直径分布曲線は $0.6 \mu\text{m}$ から $3.9 \mu\text{m}$ まで広がる。照射量が増したことによるブリスターの平均直径および単位面積当たりのブリスターの個数(平面密度)の変化 Fig - 4 に示す。照射量が $5 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ になるとブリスターが観え始める。

照射量が 5×10^{17} から $2.5 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ である試料ではブリスターの平均直径は照射量の対数に比例して大きくなり、その関係は次式で表わされる。 $(d) \mu\text{m} = 1.5 \log (\phi t) - 1.6$, $(\phi t) \geq 5.1 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$. しかし表面密度は照射量が増えてもほぼ一定である。照射量が $4 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ まで増えると、ブリスターの平均直径は減少し表面密度は増加する。フレイキングの跡は照射量が 5×10^{17} および $1 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ である試料で観られ、平均直径は両試料共に約 $5 \mu\text{m}$ であったが表面密度はそれぞれ 5×10^5 と $8 \times 10^5 \text{コ}/\text{cm}^2$ であり、照射量とともにフレイキングの表面密度は増加する。照射量が $2.5 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ になると Fig - 2 に示した様に一度フレイキングを起した跡に新たにブリスターが発生し明確なフレイキングの進行は観られなかった。単位試料表面を表面欠陥が占める割合は欠陥の平均直径と表面密度の値より照射したままの試料では Fig - 5 の様になる。縦軸に欠陥が占める割合、横軸に照射量の対数を示した。照射量が $5 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ の試料においては、全照射表面の 11% がフレイキングによって占られ、残りの表面の 27% (全照射表面の 24%) がブリスターによって占められる。ブリスターが占める割合は照射量の対数に従って直線的に増加し、照射量が 4×10^{18} になると、その割合は 71% にもなる。

照射量が 3.4×10^{17} , $2.5 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ およびそれ以下の試料(線束はいずれも $8.8 \times 10^{13} \text{ ions}/\text{cm}^2 \text{ sec}$)においては照射したままの試料表面には何の表面損傷も観察されなかった。

3.2. 照射後焼鈍した試料表面の観察

照射量が $2.5 \times 10^{18} \text{ ions}/\text{cm}^2$ である。試料をそれぞれの温度で 1 時間焼鈍した後観察された表面の損傷を Fig - 6 に示す。照射したままの状態 (Fig - 6a) に比べて照射後 500°C で焼鈍した試料では新らたなブリスターの発生が観られ表面密度は増加し $3 \times 10^7 \text{コ}/\text{cm}^2$ となるが平均直径は多少減少し、 $1.50 \mu\text{m}$ となる (Fig - 6b)。焼鈍温度を 900°C に上げると、照射によって作られたブリスターのうち破裂して穴のあいたものが観察されるようになる (Fig - 6c)。焼鈍温度が 1200°C になると、Fig - 6d に示した様にすべてのブリスターは破裂しその跡は小さな穴として観察される。

照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions}/\text{cm}^2$ である試料を焼鈍した結果を Fig - 7 に示す。この照射量は照射したままの試料表面でブリスターが観える最も少ない照射量(臨界照射量)である。この試料を 500°C で焼鈍するとフレイキングやブリスター・リングの割合が増す (Fig - 7b)。焼鈍温度が 1200°C を越えるとブリスターは破裂し、焼鈍温度が 1400°C になると、Fig - 7d

に観られる様に再びブリスターが生じてくる。この試料の照射後焼鈍によるブリスターやフレイキングの直径および表面密度の変化をまとめてFig-8に示す。照射後焼鈍の温度が高くなると、新たにブリスター・やフレイキングが起り、それぞれの表面密度は増加するが、熱処理温度を900°Cにあげるとブリスターの成長が起り平径直径は大きくなり平面密度は減少する。照射後焼鈍によるブリスター・やフレイキングの跡の直径や平面密度の変化を、これらの欠陥が試料表面を占める割合になおして、Fig-9に示す。焼鈍温度の上昇とともに表面欠陥のうちフレイキングが占める割合は増加し、ブリスターが占める割合は減少する。

照射量が 2.5×10^{17} ions/cm²である試料(Fig-20に示した試料の照射量の1/10)では、照射したままの表面には何んの損傷も観察されなかつたが、照射後焼鈍を500°Cから1400°Cまでの温度範囲で行うとFig-10に示すような表面損傷が観察される。500°Cおよび700°Cで1時間焼鈍した後に観察されたブリスターをそれぞれFig-10aおよびbに示す。照射したままの試料で観察されるブリスター(例えばFig-2)に比べて、照射後焼鈍によって新たに形成されたブリスターの平均直径は著しく大きい。焼鈍温度が高くなるとブリスターの単位面積当たりの密度は増加し、1200°Cで焼鈍すると、Fig-10cに示す様に、ブリスターは破裂し、その跡に小さな穴が形成される。さらに1400°Cで焼鈍すると、Fig-7dと同様に粒内及び粒界に再びブリスターが生じてくる(Fig-10d)。照射量が少ない試料を高温で焼鈍した場合のもう一つの特徴は、照射後焼鈍で形成されるブリスターの生成および成長は結晶方位に強く依存していることである。すなわち1200°C、1時間の照射後焼鈍によって形成されたブリスターがすでに破裂している結晶と小さなブリスターが形成されている結晶とが粒界によつて明確に区別されている。照射量が 3.4×10^{17} ions/cm²である試料においても、照射したままの試料表面にはブリスターは観られないが、この試料を1000°Cで1時間焼鈍するとFig-10bと同様なブリスターが形成される。この焼鈍によって作られたブリスターは単位面積当たり 5×10^6 コ/cm²と少ないが、平均直径は2.83μmと大きく、全照射表面の31%をブリスターが占める。ブリスターの直径の分布曲線をFig-11に示す。照射したままの試料で測られたブリスターの直径分布曲線(Fig-3)に比べて、照射後焼鈍によって新たに形成されるブリスターの直径は広い範囲(1.3μm~4.8μm)にまで分布しているのが分る。

照射後焼鈍による新たにフレイキングの跡の生成については、照射量が 2.5×10^{17} ions/cm²以下の試料では認められなかつたが照射量が増え 3.4×10^{17} ions/cm²である試料では800°C1時間の焼鈍によって新たにフレイキングが起ることが確認された。

照射後焼鈍によって主に進行する損傷のタイプを分類した結果をTable-2に示す。ある試料の照射後焼鈍によってフレイキングを起している領域が広がる温度範囲をF、ブリスターの直径又は密度が増加する温度範囲をB、ブリスターが破裂する温度範囲をBu、結晶粒界のブリスターが大きくなるのが観察される温度範囲をGBBとした。Table-2において室温でAr⁺イオンを照射した時、照射したままの試料表面にブリスターが観察される臨界照射量は 5.1×10^{17} ions/cm²である。また、照射量が 2.5×10^{17} ions/cm²であると、照射したままの試料表面にはブリスターは観られないが、照射後700°Cで焼鈍するとブリスターが観察されるようになり、それ以上の焼鈍によって成長する。照射量が 1.1×10^{17} ions/cm²の試料において

は、1100°C以上 の照射後焼鈍によって粒界にプリスターが作られるが、照射量が 2.5×10^{16} ions/cm²以下の試料では、500°Cから1400°Cまでの温度範囲で焼鈍しても試料表面にプリスターは観られなかった。

4. 考察

4.1 照射されたAr⁺イオンの分布と平均濃度

入射エネルギーが(E) KeVである入射イオンを標的金属に照射した場合入射イオンの飛程(R_p)は、加速エネルギー(E)に比例し、次式で表わされる。⁽²⁸⁾

$$R_p (\mu m) = C_i (\mu) \cdot A_2 \cdot \frac{(Z_1^{2/3} + Z_2^{2/3})^{1/2}}{100 \cdot Z_1 \cdot Z_2 \cdot \rho} \cdot E (KeV) \quad (1)$$

ここでA₂は標的金属の質量数、Z₁は入射イオンの原子番号、Z₂は標的金属の原子番号、ρは標的金属の密度である。C_i(μ)は入射イオンと標的金属との質量比(μ)の関数であり本実験の場合 Schiøtt⁽²⁸⁾によれば μ = 96/40 = 2.4 の時 C_i(μ) = 0.72 である。A₂ = 96、Z₁ = 18、Z₂ = 42、ρ = 10.2 (g/cm³) および C_i(μ) を(1)式に代入すると、Moに照射したAr⁺イオンの飛程は入射エネルギーの関数として

$$R_p (\mu m) = 3.89 \times 10^{-4} \cdot E (KeV) \quad (2)$$

で表わされる。なお(2)式が使用できるエネルギー範囲は72~1440KeVである。本実験で用いた加速エネルギー E = 450KeVでは(2)式から、R_p = 0.175 μmとなる。

照射されたAr⁺イオンは飛程を中心にしてガウス分布すると仮定すると、その分布は次式で表わされる。

$$N(x) = N_{max} \exp(-x^2/2) \quad (3)$$

$$x = (d - R_p) / \Delta R_p \quad (4)$$

$$N_{max} = C_s / \sqrt{2\pi} \Delta R_p \quad (5)$$

ここでN(x)は位置(d)でのAr⁺イオンの個数であり、dは表面からの距離、N_{max}はR_pにおけるAr⁺イオンの個数、C_sは全照射量 (ions/cm²) および ΔR_pは飛程の標準偏差で、本実験の場合 ΔR_p = 0.061 μmである。⁽²⁹⁾

R_p = 0.175 μm、ΔR_p = 0.061 μmのAr⁺イオンの分布曲線はFig-12のようになる。図において縦軸にはイオン個数をとり、横軸には表面からの距離をとった。またHeイオン照射実験との比較が可能なように、飛程が0.175 μmとなるHeイオン(加速エネルギー51KeV)をAr⁺イオンと同一照射量まで照射した場合Heの分布曲線も合わせて示した。加速エネルギーが51KeVとなるHe⁺イオンの飛程の標準偏差は0.086 μmであり、Heイオンの分布はAr⁺イオンの1.4倍の広がりをもつ。

飛程の両側を中心にして標準偏差の2倍までの領域の平均濃度をTable-3に示す。この表からAr⁺イオン照射量が単位面積当たり 4×10^{18} ions である照射試料では、Ar⁺イオンはMo

原子の2.56倍打込まれており、その領域での平均濃度は72原子%であることが分る。同様に室温照射におけるブリスター生成の臨界照射量 ($5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$) まで照射した試料の平均濃度は、25原子%である。 He^+ イオンを Ar^+ イオンと同じ照射量だけ照射した場合Fig-12に示した様に He イオンと Ar イオンの飛程の分布が異なるので照射イオンの平均濃度は異ってくる。ブリスターリングは内部におけるイオン平均濃度に依存すると考えられるので、 Ar^+ イオン濃度と He^+ イオン濃度が同じ値となる He イオン照射量を求め、その結果もTable-3に示した。 Ar^+ イオン照射量が $4.0 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ である試料は He^+ イオンを $5.6 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで照射した試料に対応する。また本実験での臨界照射量 ($5.1 \times 10^{17} \text{ Ar}^+ \text{ ions/cm}^2$) は $7.2 \times 10^{17} \text{ He}^+ \text{ ions/cm}^2$ に対応する。

4.2 表面損傷に対する Ar^+ イオン照射量の影響

エネルギーが450KeVの Ar^+ イオンを室温で $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ 以上照射するとMo表面にはブリスター・やフレイキングの跡などの表面損傷が作られる(Fig-1および2)。 Ar^+ イオン照射によるブリスターリングの臨界照射量は $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ であることが分る。室温で He イオンを照射した時の臨界照射量 ($\sim 5 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$)⁽¹¹⁾ とほぼ同じ値をとる。軽イオンに比べて重イオンによるスパッタ率は大きく、照射中にMo表面が削り取られブリスターが作られにくいと考えられるが、本実験ではその効果は認められない。臨界照射量を越えて照射を行うと、Fig-4に示した様に照射量に比例してブリスターの直径は増加するが、表面密度はほぼ一定で変わらない。ブリスターの形は照射量が増えるとドーム型からほぼ球形に変わり(Fig-2)、照射量が $4 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで増加すると、より表面に近い領域にも新らなブリスターが形成され(Fig-1)ブリスターの平面密度は増加する。

ブリスターが作られる表面からの距離はブリスターの表皮の厚さから測定される。室温で $4 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで照射した後 700°C で焼鈍した試料で観察されたブリスター表皮の厚さをFig-13に示す。測定されるブリスターの表皮の厚さは $0.18 \mu\text{m}$ であり、(2)式より求められる飛程と良く一致している。このことはブリスターを作る気泡は飛程の終点(Ar 濃度が最も高い部分)に作られることを示している。ブリスター表皮の厚さは入射イオンエネルギーに依存し、 He^+ イオンをNbに照射した場合Kaminsky⁽¹⁷⁾の実験によると入射エネルギーが100～1MeVの時は(2)式による飛程の計算値とほぼ一致する(±15%以内)のに対し入射エネルギーが15KeV以下のBehrish^(23,24)らの実験によると飛程の計算値の2～3倍である。

Behrishら⁽²³⁾はこのエネルギー範囲のイオン照射によって作られたブリスターの破裂を結晶内部に蓄積された内部応力の解放と考え彼らの結果を説明するのに対し、Kaminskyら⁽¹⁷⁾が用いているエネルギーは高く、ブリスターの破裂を飛程終点に作られた気泡内部のガス圧力の増加で説明している。本実験で用いたエネルギーの Ar^+ イオン照射は51KeVの He イオン照射に対応する事からKaminskyらの結果と良く一致する。

飛程の終点付近に作られた Ar 気泡は照射が進行するに従って直径は増加するが、単位体積当たりの密度は主に照射温度で決まることからほとんど変らない。このことはFig-4に示した様に気泡が成長しブリスターとなってから照射量を増してもブリスターの平面密度がほぼ一定で

あることからも推測される。照射が進行し気泡内の圧力が増加し表面層の変形強度を越えると、表面が変形し、ブリスターが観察されるようになる。

これらは次式の様にガス圧力(P)とブリスターを円周方向に広げる力とのつり合いから次式で表わされる。⁽¹¹⁾

$$\pi r^2 \cdot P = 2\pi r \cdot R_p Y \\ P = 2R_p Y/r \quad (6)$$

ここで R_p は入射イオンの飛程、 Y はターゲット金属の降伏応力、 r はブリスターの半径である。打ちこまれたイオンが飛程の終点付近に一つの気泡を作ると仮定し、気泡を作る Ar^+ イオンの分布範囲をtable-3と同様に飛程の両側 ΔR_p であると仮定する。この領域にある不活性ガスの密度は $D/2\Delta R_p$ であるので、 $(D/5.4 \times 10^{19} \cdot \Delta R_p)$ モルの不活性ガス原子が気泡を作る。この値を(6)式に代入して気泡内の圧力 P は次式で表わされる。

$$P = D/1.07 \times 10^{20} \Delta R_p \quad (7)$$

ここで ΔR_p は飛程の標準偏差である。

本実験の場合室温照射での臨界照射量は 5.1×10^{17} であり、飛程の標準偏差は $0.061 \mu\text{m}$ であるから、(7)式より臨界照射量に達した時の圧力(P)は780気圧である。飛程の終点付近に作られた気泡の内の圧力がこの値を越えた時表面層の変形が起りブリスターが作られる。その時のブリスターの直径は(6)式から $1.8 \mu\text{m}$ となる。 $(R_p = 0.175 \mu\text{m}, Y = 2000 \text{気圧} \approx 20 \text{kg/mm}^2, P = 780 \text{気圧})$ 。

照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ions/cm}^2$ の試料で実測されたブリスターの平均直径はFig-3に示したように $1.1 \mu\text{m}$ であり、(6)式によって求められた計算値は計算の精度を考えると実測値にかなりよい一致であるといえる。ブリスターの直径と入射イオンの飛程との比の計算値は(6)、(7)式より

$$\left(\frac{2r}{R_p}\right) = \frac{4.28 \times 10^{20} \cdot Y \cdot \Delta R_p}{D} \approx 10$$

であり、実測値はFig-3より $2r = 1.8 \mu\text{m}$ およびFig-13より $R_p = 0.18 \mu\text{m}$ であるので、実験より求められたブリスターの直径と飛程との比は

$$(2r/R_p) = 10$$

である。計算値と実験値との一致は良い。

He^+ イオンをMoに照射したErentsらの実験結果ではこの比の値は5であるが、Verbeek⁽¹³⁾らによって求められた値は11であり、 Ar^+ イオン照射による本実験結果と良く一致している。

4.3 表面損傷に対する照射後焼鈍の影響

臨界照射量($5.1 \times 10^{17} \text{ions/cm}^2$)以上の照射を行った試料では $500^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ における照射後焼鈍によってブリスターやフレイキングの跡は広がり(Fig-6, 7)，照射量が $2.5 \times 10^{17} \text{ions/cm}^2$ 程度の試料では 700°C での焼鈍によって新たにブリスターが生じてくる(Fig-10)。

高温になるとブリスターリングを進行させる要因として、ブリスター内の圧力が焼鈍温度に比

例して増すこと、Mo の材料強度が減少し室温に比べて容易に表面層の変形が起こること、照射によって作られた欠陥やその集合体およびAr 原子やその気泡が焼鈍中に表面に移動することなどがあげられる。ここで900°C 以下の温度範囲での気泡の動きは速くないと考えられる。またこのことはFig - 8の様にプリスター やフレイキングの平面密度が500°C ~ 900°Cまでの焼鈍によってもほぼ一定であることからも推測される。それ故、材料強度の減少とガス圧力の増加が900°C 以下の焼鈍によるプリスターリング進行の主な原因である。Mo の降伏応力(Y)は700°C になると室温の約1/2になり、プリスター内の圧力P は約3.3倍になる。この値を(6)式に代入すると700°C におけるプリスター直径の計算値として

$$2r_{700^\circ\text{C}} = \frac{2}{6} r_{\text{室温}} = 0.33 \mu\text{m}$$

が得られる。この値はFig - 10より実測されるプリスターの平均直径の約1/10であり、気泡内の圧力と金属のつり合いの式である(6)式では照射後焼鈍によるプリスターリングを予測することは出来ない。

焼鈍温度が1000°C以上になるとプリスターの平面密度は増し (Fig - 6および7)，破裂したプリスターの跡に小さな穴 (Pin hole) が作られる (Fig - 6d, 7c および10c)。He⁺イオンを室温でMo に照射した後試料を加熱してHe の再放出スペクトルを求めたErents らによると700°C, 1100°C および1400°C 付近に放出ピークがあり、700°C のピークは臨界照射量以上の試料で見い出されるのでプリスターの破裂による放出ピークである。また1100°C付近の放出ピークは照射量の増加とともに急激に増加する。このピークはKornelsen⁽³⁰⁾の実験から照射欠陥と結びついたHe 原子の移動によると考えられる。また1400°C付近ではガス気泡の拡散が活発なるいとから、1400°Cの放出ピークはガス気泡の表面への移動によって生じる。それ故本実験の1000°C~1400°Cまでの焼鈍によるプリスターの変化には主に欠陥と結びついたAr 原子集合体 (気泡を作るまでに成長していない。) とAr 気泡の移動が支配的な役割を課している。照射欠陥濃度はガス原子の飛程の終点より表面に近い所で最大になる。欠陥濃度が高い領域では欠陥と結びついたAr 原子集合体も多く、照射後焼鈍によってこの領域に新らたなプリスターが作られる。曾根ら⁽²⁹⁾によると欠陥濃度が最大になる位置は表面から0.10 μm 程度である。室温照射でプリスターが作られる位置 (表面より0.18 μm Fig - 13) であるから、新らたに作られるプリスターは薄い表面層を容易に変形する。それ故1000°C 以上の焼鈍によってプリスターの平面密度は増加する。高温で成長する気泡は特定な結晶面で囲まれており⁽³¹⁾ その面は {100} に近い。⁽³²⁾ この気泡が成長し表面と接するとその跡はFig - 6d, 7c, および10c の様に特定方位を持つ穴となる。さらに一度剥離が起った跡に再度プリスターが作られ、これが破裂した場合も同様な穴となって観察される。

なお1000°C以上の焼鈍におけるプリスターリングの結晶方位依存性については、単に結晶粒による降伏強度の差によるものか (降伏強度が低い粒にでは表面層は容易に変形されプリスターが作られる。), 結晶方位による入射粒子の飛程の差によるものか (内部まで侵入したガス原子は表面近傍で気泡を作りにくい。) 現在の所不明である。この点については照射表面の方位解析を行った後に考察する予定である。

室温照射および500°C ~ 1400°Cでの温度範囲での照射後焼鈍によるプリスターリングと同

じ温度範囲での他の実験者による高温照射の結果を比較すると^(11, 15, 33, 34)、室温照射においては照射中の入射イオンや照射欠陥の移動はほとんどないのに対し、照射温度が高くなるとこれらが照射中に移動し表面から再放出される割合は増す。照射温度が 600°C 以上になると再放出の割合は 100% にも達し⁽¹⁵⁾、金属内部にとどまるガスの割合は減りガス気泡の生成と生長速度は遅くなりブリスターは作られにくくなる。しかしながら高温になると材料強度が減少することから表面層の変形が起りやすくなりブリスターリングは進行しやすくなる。結局高温照射におけるブリスターリングの最大温度はこの二つの要因によって決まる。一方室温照射においてはブリスターリングの程度（ブリスターの直径および平面密度）は本実験で示した様に照射量に大きく依存し (Fig - 5), その後の熱処理による変化は少ない (Fig - 8 および 9)。

これらの結果はガス気泡が核として生成する素過程での照射温度がその材料のブリスターリングの程度を決める最も重要な因子であることを示している。本実験の様に室温照射すると照射初期に作られた気泡の密度がその後のブリスターリングの程度を決める。

4.4 ブリスターリングによる損耗

ブリスターリングの割合は Fig - 5 に示した様に Ar⁺ イオン照射量の対数に比例して増加する。ブリスターリングやフレイキングが起つたことによる表面層の損耗の割合 (S) は次式によって求められる⁽⁶⁾

$$S = R_p N_0 \rho / D_c A_w \quad (8)$$

ここで R_p は入射イオンの飛程、 N_0 はアボガドロ数、 ρ はターゲット金属の密度、 D_c は臨界照射量および A_w はターゲット金属の原子量である。(8)式は D_c 以上の照射を行ってブリスターが作られると入射イオンの飛程の厚さの表面層がすべて剥離し損耗が起るとの仮定に基づいて導びかれた。しかしながら Fig - 1, 2 より明らかな様に生成したブリスター・やフレイキングの跡が臨界照射量以上の照射を行っても全照射表面を占めることはないので、(8)式は損耗率を過大に評価しているが、損耗率の上限を与える式として重要である。

本実験の場合、 $R_p = 0.175 \mu\text{m}$, $\rho = 10.2$, $D = 5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$, $A_w = 95.9$ および $N_0 = 6.02 \times 10^{23}$ を(8)式に代入して、 450 KeV Ar⁺ イオンを Mo に照射した時の表面損耗率の上限の値として $S = 2.24$ を求めることが出来る。しかしながらステンレス鋼に 500 KeV の He イオンを $6 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで照射し、何層もの表皮の剥離を観察した Kaminsky らの結果⁽¹⁰⁾ に(8)式を適用するには、破裂後表面に残っているブリスター表皮の量を考慮しなければならない。ここでブリスターリングによる損耗を評価するにあたって、ブリスターリングが起るとフレイキングと同様な損耗が起ると仮定する。ブリスターが作られた表面はその後の熱処理で剥離する (Fig - 6 および 7) ことを考慮するとこの仮定は妥当であろう。照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ である試料ではフレイキングの跡によって全表面の 11% が占められ残りの表面のうち 27% がブリスターによって占られる。それ故この試料では全表面の 34% が損耗されており、その損耗率 $S' = 0.76$ である。同様な方法で他の試料の損耗率を求め、その結果を Fig - 14 に示した。ここで照射量が $2.5 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ 以上である試料でフレイキングの跡に再びブリスターが作られた試料については、照射量が $1 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ である試料を同

じ割合でフレイキングが起ったと仮定した。照射量が増すとブリスタリングとフレイキングによる損耗率は Ar^+ イオン照射量の対数に比例して増加し、その割合は次式で表わされる。

$$S' = 1.42 \log(\phi t) - 2.44 \dots \quad (9), \quad (\phi t) \geq 5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$$

照射量が $4 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ である試料での損耗率 $S' = 2.04$ であり、その表面層（表面から飛程終点まで）の原子の 91% が損耗される。

次に照射後焼鈍による損耗率の変化を照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ である試料について Fig - 15 に示す。焼鈍温度が 900°C であると、Fig - 8.9 に示した様にブリスターの程度はほとんど変化しないので、この温度範囲での損耗率は変化しない。しかしながら焼鈍温度が 1000°C を越えると、全照射面に新らなブリスターが生成し破裂する。焼鈍温度が 1400°C になると再びブリスターが作られる。それ故 1400°C での焼鈍によって損耗率は最大となる。

同一照射量のステンレス鋼、V および Nb の室温の値⁽⁵⁾ に比べて本実験で求められた損耗率 (S') の値は約 7 倍である。しかしながら室温照射である本実験の損耗率はその後の熱処理によつてもその値はほとんど変わらないのに対し、例えばステンレス鋼に 100KeV の He イオンを 450°C で照射すると、損耗率は最大値 3 atom/ion となり本実験と同程度の値をとる。

本実験の Ar^+ イオン (450KeV) と He^+ イオン (51KeV) は同一飛程を持つことから(8)式から計算される損耗率は同じ値であり、照射したままの試料で測られた損耗の結果 (Fig - 14) は He^+ イオンの場合にも成り立つと考えられる。このエネルギー範囲の He^+ イオンの線束を $4.7 \times 10^{12} \text{ ions/cm}^2 \cdot \text{sec}$ と仮定すると⁽⁶⁾、第一壁は 1 年間に $1.5 \times 10^{20} \text{ ions/cm}^2$ の照射を受ける。この照射量における損耗率は(9)式より $S' = 4.02 \text{ atoms/ion}$ となり、Mo が第一壁として使われた場合 $3.6 \times 10^{-4} \text{ mm/Year}$ の割合で損耗される。

5. ま　と　め

核融合炉真空第一壁候補材料である Mo 表面のブリスタリングによる損耗を観察するために 450KeV の Ar^+ イオンを室温で 1.1×10^{16} から $4 \times 10^{18} \text{ ions/cm}^2$ まで照射した後、試料表面を走査型電子顕微鏡で観察して次の結果を得た。

- (1) 450KeV の Ar イオン照射によるブリスター形成の臨界照射量は $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ であり、これ以上の照射を行うと照射したままの表面でブリスターが観られる。
- (2) ブリスター表皮の厚さは $0.18 \mu\text{m}$ あり、Schiott の理論から求められる Ar^+ イオンの飛程 ($0.18 \mu\text{m}$) と良く一致した。
- (3) 照射量が $5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ の試料でのブリスターの直径は Erents らのつり合いの式から予測される値と良く一致した。
- (4) 臨界照射量以上の照射を行っても、ブリスターの直径は増すが平面密度はほとんど変わらない。フレイキングの跡については直径が一定であり、平面密度が増加した。
- (5) 照射したままの試料表面の損耗率は照射量の対数に比例して増加し、その割合は次式で表わされる。

$$S' = 1.42 \log (\phi t) - 24.4 \quad (\phi t) \geq 5.1 \times 10^{17} \text{ ions/cm}^2$$

- (6) 照射後焼鈍を 900°C で行つてもブリスターの半径が増すのであったが、 1000°C 以上で行うと新らたなブリスターの形成、破裂が起つた。損耗率は 900°C 以下の焼鈍ではほとんど変らなかつたが、 1000°C 以上の焼鈍によつて急激に増加した。
- (7) Mo 表面のブリスタリングの程度はイオン照射量に依存するが、照射後焼鈍にあまり依存しない。
- (8) 450 KeV Ar⁺ イオンと 51 KeV の He⁺ イオンは同一の飛程を持つ事から He⁺ イオンによる損耗を評価すると、Mo がこのエネルギーの He⁺ イオンによつて $4.7 \times 10^{12} \text{ ions/cm}^2 \cdot \text{sec}$ の線束で照射される場合第一壁は $3.6 \times 10^{-4} \text{ mm/Year}$ の割合で損耗される。

6. 謝 辞

本実験を行うにあたり、材料物性研究室員の皆様の多大なる御協力をいたいた事を感謝いたします。特に曾根和穂、深谷清、有賀武夫氏には照射技術に関する指導および照射実験に協力していただいたことを記し感謝します。また物理部核物理第一研究室小林千明、神田将両氏には 2 MV バンデグラーフの操作ならび照射技術に関し指導および協力をいたいたことを感謝いたします。

7. 引用文献

- 1) C. L. Kulcinski, Plasma Physica and Controlled Nuclear Fusion Research 1974 Vol.II IAEA Vinna (1975) 251.
- 2) D. M. Meade, H. P. Furth, P. H. Rutherford, F. G. P. Seidl and D. F. Dücks, Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research 1974 Vol.I IAEA Vinna (1975) 605.
- 3) 森一夫, 日本物理学会誌 30 (1975) 719
- 4) R. Behrish and R. B. Kadomtsev, see Ref. (1) p.229.
- 5) M. S. Kaminsky, see Ref. (1) p.287.
- 6) C. L. Kulcinski and G. A. Emmert, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 31.
- 7) R. Behrisch, Nucl. Fusion 12 (1972) 695.
- 8) G. M. McCracken, Rep. Prog. Phys. 38 (1975) 241.
- 9) J. Roth, R. Behrish and B. M. U. Scharger, J. Nucl. Mater. 57 (1975) 365.
- 10) S. K. Das and M. Kaminsky, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 115.
- 11) S. K. Erents and G. M. McCracken, Radiat. Eff., 18 (1974) 115.
- 12) W. Bauer and G. J. Thomas, Appl. Phys. Lett. 23 (1973) 293.
- 13) H. Verbeek and W. Eckstein, Applications of Ion beams to metals, Albuquerque 1973, Plenum Press N. Y. p.583.
- 14) G. J. Thomas and W. Bauer, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 134.
- 15) W. Bauer and G. J. Thomas, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 127.
- 16) S. K. Das and M. Kaminsky, Defects and Defects Clusters in B.C.C. Metals and their alloys. Nuclear Metallurgy Vol.18 (National Bureau of Standards, Gaithersburg, Maryland, 1973) p.240.
- 17) M. Kaminsky, S. K. Das and G. Fenske, J. Nucl. Mat. 59 (1976) 86.
- 18) W. Bauer and G. J. Thomas, J. Nucl. Mat. 47 (1974) 241.
- 19) S. K. Das and M. Kaminsky, IEEE Trans. Nucl. Sci. NS21 (1974) 31.
- 20) M. Kaminsky and S. K. Das, Appl. Phys. Lett. 21 (1972) 443.
- 21) S. K. Das and M. Kaminsky, J. of Appl. Phys. 44 (1973) 2520.
- 22) J. G. Martel, R. St-Jacques, B. Terreault and G. Veilleux J. of Nucl. Mater. 53, (1974) 142.
- 23) J. Roth, R. Behrish and B. M. U. Scherzer, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 147.
- 24) R. Behrish, J. Bottiger, W. Eckstein, U. littmark J. Roth and B. M. U. Scherzer, Applied Phys. Lett. 27 (1975) 199.
- 25) W. D. Wilson and C. L. Bisson, J. Nucl. Mat. 53 (1974) 154.
- 26) S. K. Das and M. Kaminsky, J. Nucl. Mat. 18 (1973) 240.
- 27) W. Bauer and G. J. Thomas, Rad. Eff. 23 (1974) 211.
- 28) H. E. Schiøtt, Rad. Eff. 6 (1970) 107.

- 29) 曽根和穂, 白石健介, JAERI-M 6094 (1975).
- 30) E. V. Kornelsen, Rad. Eff. 13 (1972) 227.
- 31) G. J. Thomas and W. Bauer, Application of Ion beams to metals, Albuquerque 1973, Plenum Press N.Y. p.533.
- 32) M. Heerschap, E. Schuller, B. Lagevin and A. Trapani, J. Nucl. Mat. 46 (1973) 207.
- 33) M. Kaminsky and S. K. Das, Nucl. Tech. 22 (1974) 373.
- 34) J. M. Panhowe, D. L. Klarstrom, M. L. Sumdquist and W. J. Weber, Nucl. Tech. 18 (1973) 63.

Table-1 Impurity content (wt ppm) in 99.95 % molybdenum

O	C	Si	Fe	Ci	Ni	W
30	25	10	20	9.0	3.0	7.0

Table-2 Blistering in molybdenum

No.	fluence (cm ⁻²)	annealing temperature (°C)								
		as irradiated	500	700	800	900	1000	1100	1200	1400
1	4 × 10 ¹⁸	F+B	B	Bu		Bu	Bu	Bu	Bu	B
2	2.5×10 ¹⁸	F+B	B	B+Bu		Bu	Bu	Bu	Bu	B
3	1 × 10 ¹⁸	F+B	F+B	B		B	Bu	Bu	Bu	B
4	5.1×10 ¹⁷	F+B	F+B	F+B		B	Bu	Bu	Bu	B
5	3.4×10 ¹⁷	x			F+B	F+B	B	Bu	Bu	B
6	2.5×10 ¹⁷	x	x	B		B	B	B	Bu	B
7	1.1×10 ¹⁷	x	x	x		x	x	GBB	GBB	GBB
8	5.0×10 ¹⁶	x	x	x		x	x	GBB	GBB	GBB
9	2.5×10 ¹⁶	x	x	x		x	x	x	x	x
10	1.1×10 ¹⁶	x	x	x		x	x	x	x	x

F : flaking
 Bu: burst

B : blistering
 GBB: grain boundary blistering

Table-3 Ar⁺ ion concentration in bombarded molybdenum

Sample	fluence (cm ⁻²)	atom ratio ($\frac{\text{Ar}}{\text{Mo}}$)	atom fraction (Ar/Mo+Ar)	equi. He fluence (cm ⁻²)
1	4×10^{18}	2.56	0.72	5.9×10^{18}
2	2.5×10^{18}	1.60	0.62	3.5×10^{18}
3	1×10^{18}	0.64	0.39	1.4×10^{18}
4	5.1×10^{17}	0.33	0.24	7.2×10^{17}
5	3.4×10^{17}	0.22	0.18	4.8×10^{17}
6	2.5×10^{17}	0.16	0.14	3.5×10^{17}
7	1.1×10^{17}	0.071	0.066	1.6×10^{17}
8	5.0×10^{16}	0.032	0.031	7.1×10^{16}
9	2.5×10^{16}	0.016	0.016	3.5×10^{16}
10	1.1×10^{16}	0.007	0.007	1.6×10^{16}

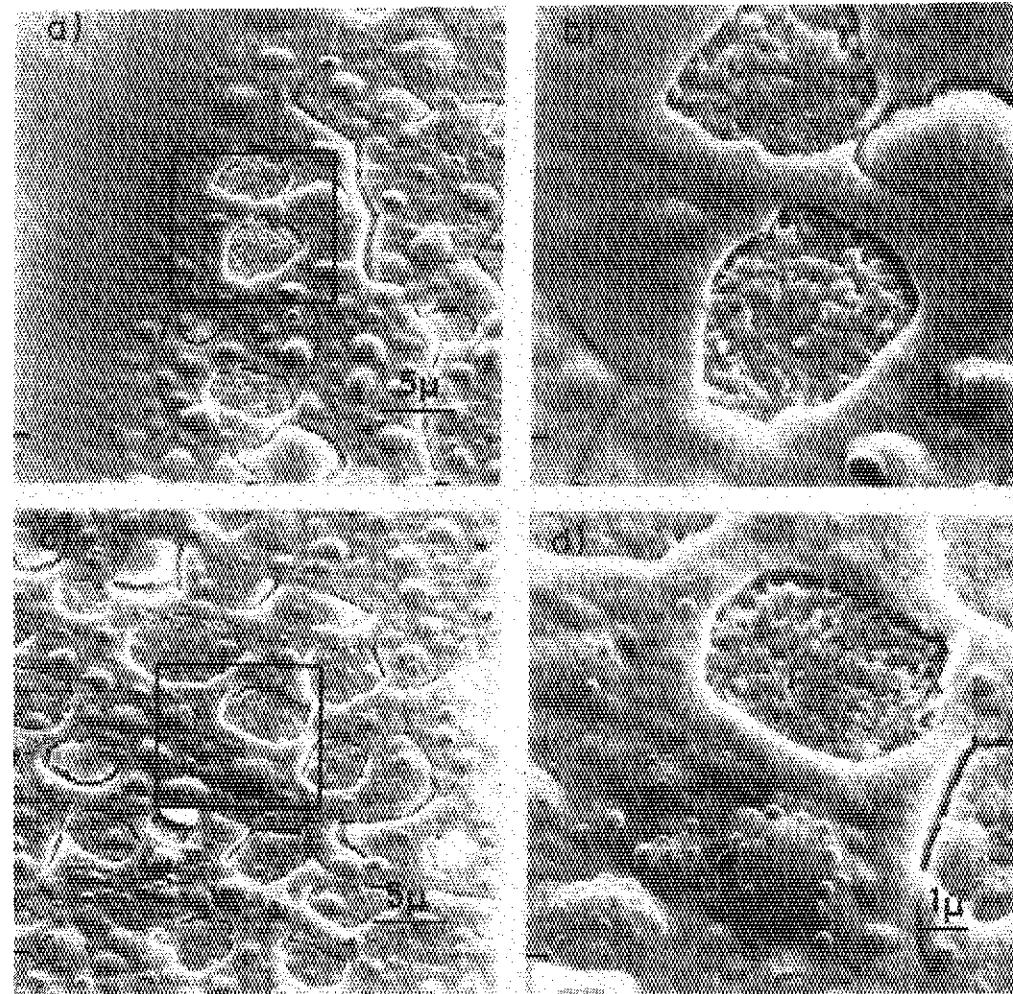


Fig.-1 Blistering of molybdenum surface produced by
450 keV Ar⁺ ion bombardment at ambient temperature.
(dose : 4×10^{16} ions/cm²)

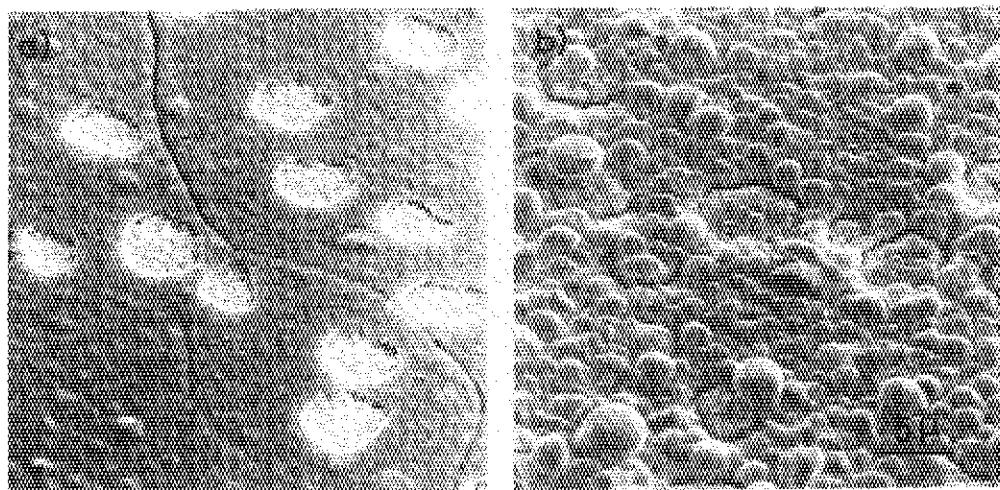


Fig.-2 Blistering of molybdenum surface produced by 450 keV Ar⁺ ion bombardment at ambient temperature.

fluence a) 5.1×10^{17} ions/cm²
 b) 2.5×10^{18}

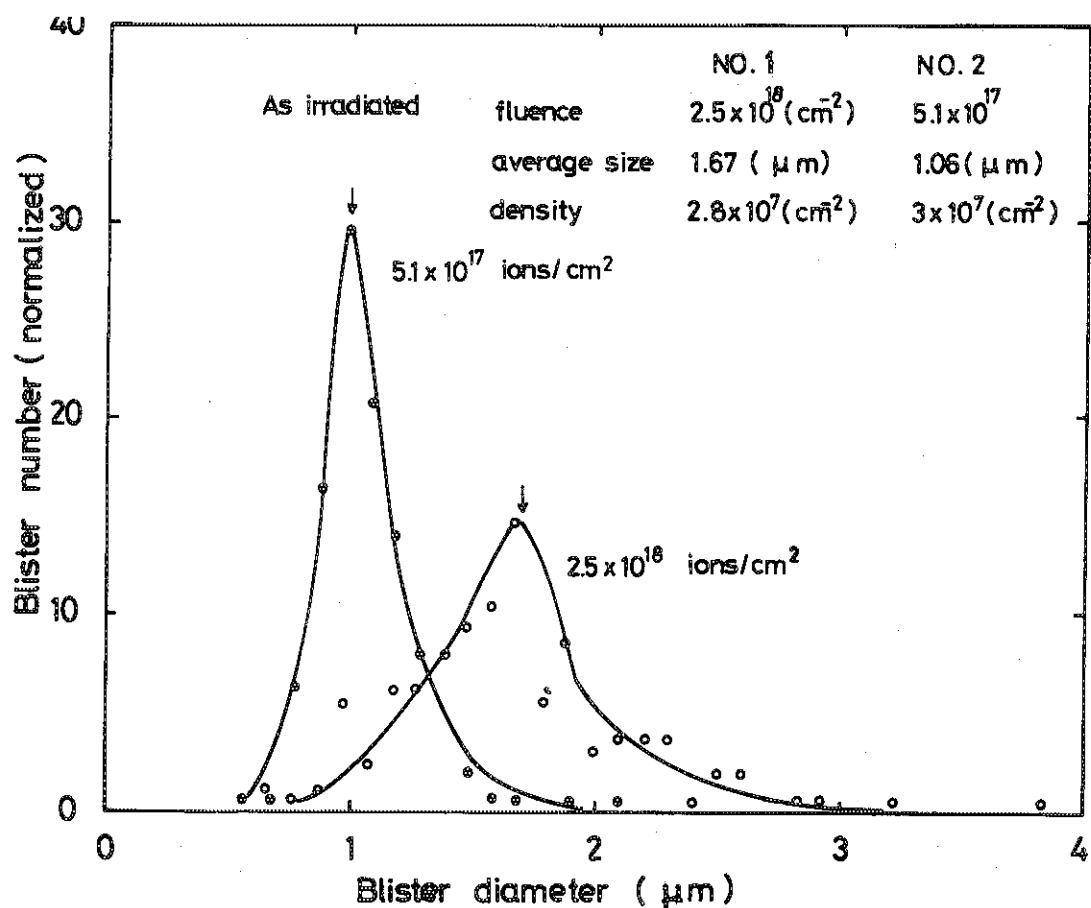


Fig.-3 Size distribution of argon blisters produced by argon ion bombardment.

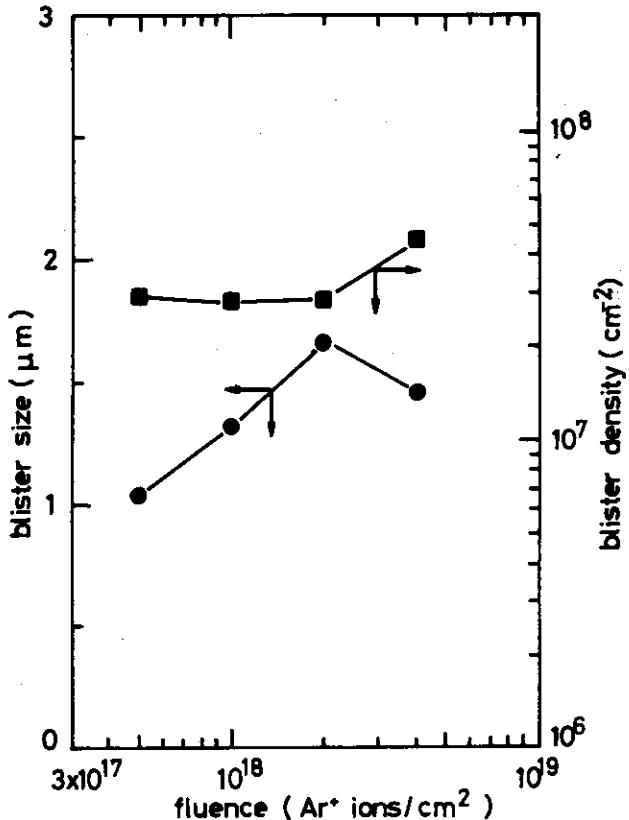


Fig.-4 Change in blister size and density with Ar^+ ion dose in molybdenum bombarded at ambient temperature.

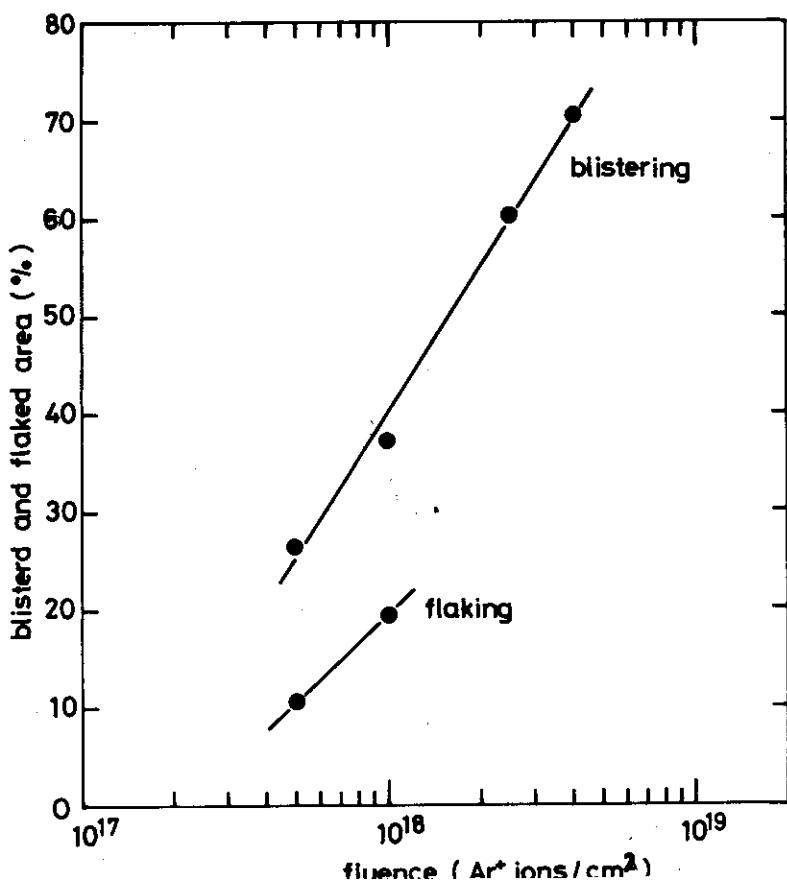


Fig.-5 Change in blistered and flaked area with Ar^+ ion dose in molybdenum bombarded at ambient temperature.

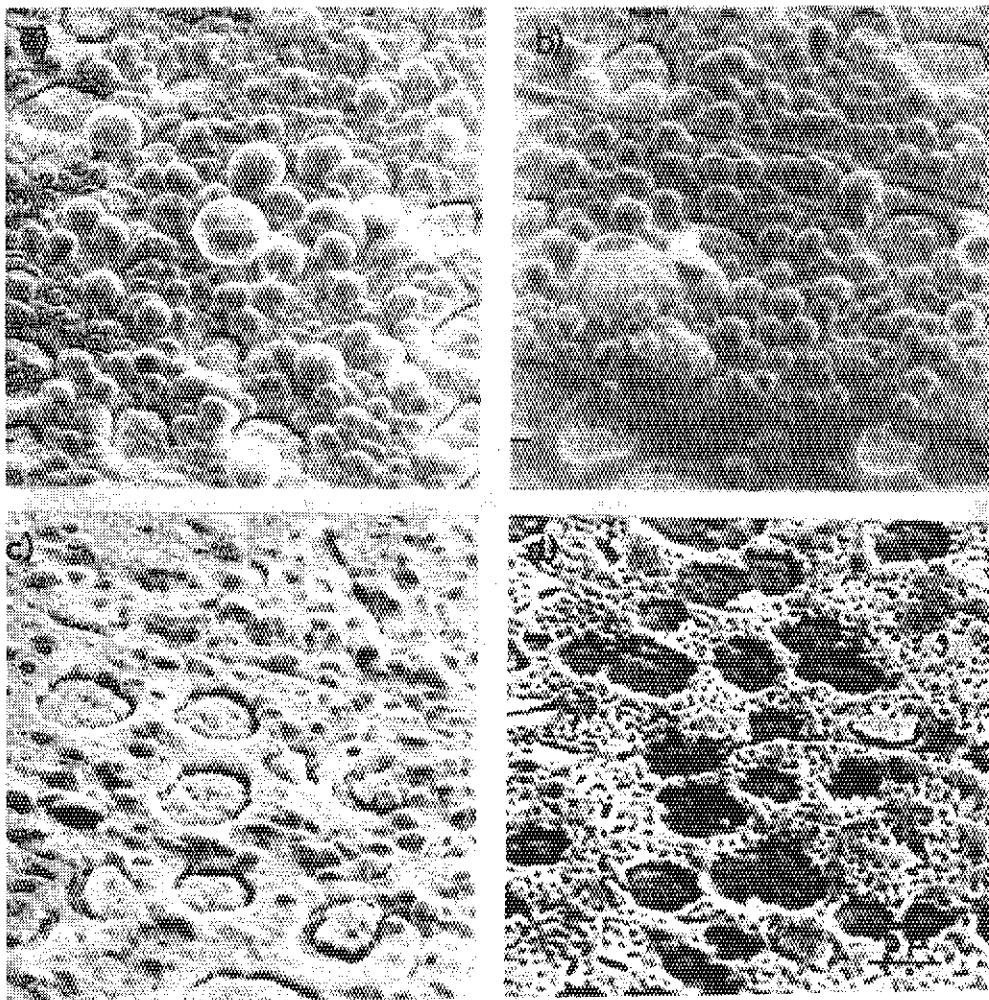


Fig.-6: Effect of annealing temperature on the blistering of molybdenum surface. (bombarded with Ar⁺ ions to a dose of 2.5×10^{18} ions/cm²)

a) as irradiated b) 500 °C , 1 hr
c) 900 °C , 1 hr d) 1200 °C , 1 hr

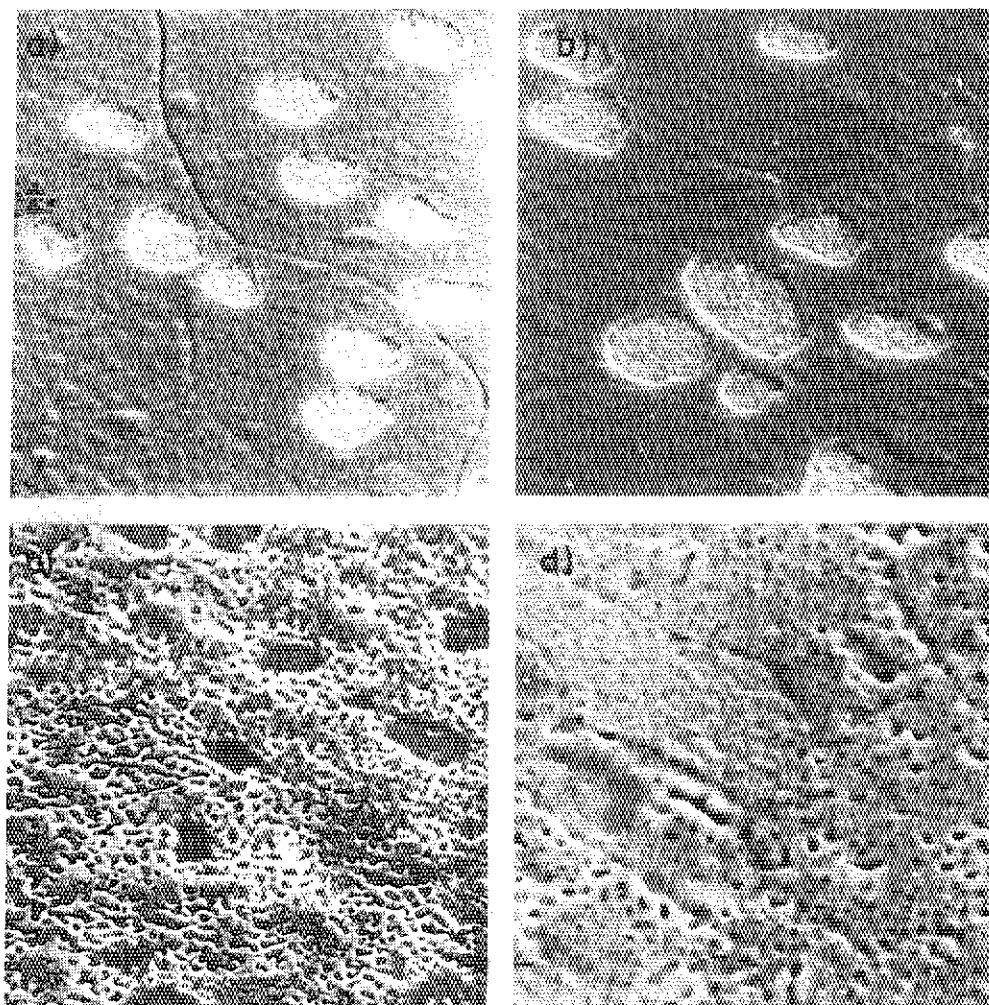


Fig.-7 Effect of annealing temperature on the blistering of molybdenum surface (bombarded with Ar⁺ ions to a dose of 5.1×10^{17} ions/cm²)

a) as irradiated	b) 500°C, 1 hr.
c) 1200°C, 1 hr.	d) 1400°C, 1 hr.

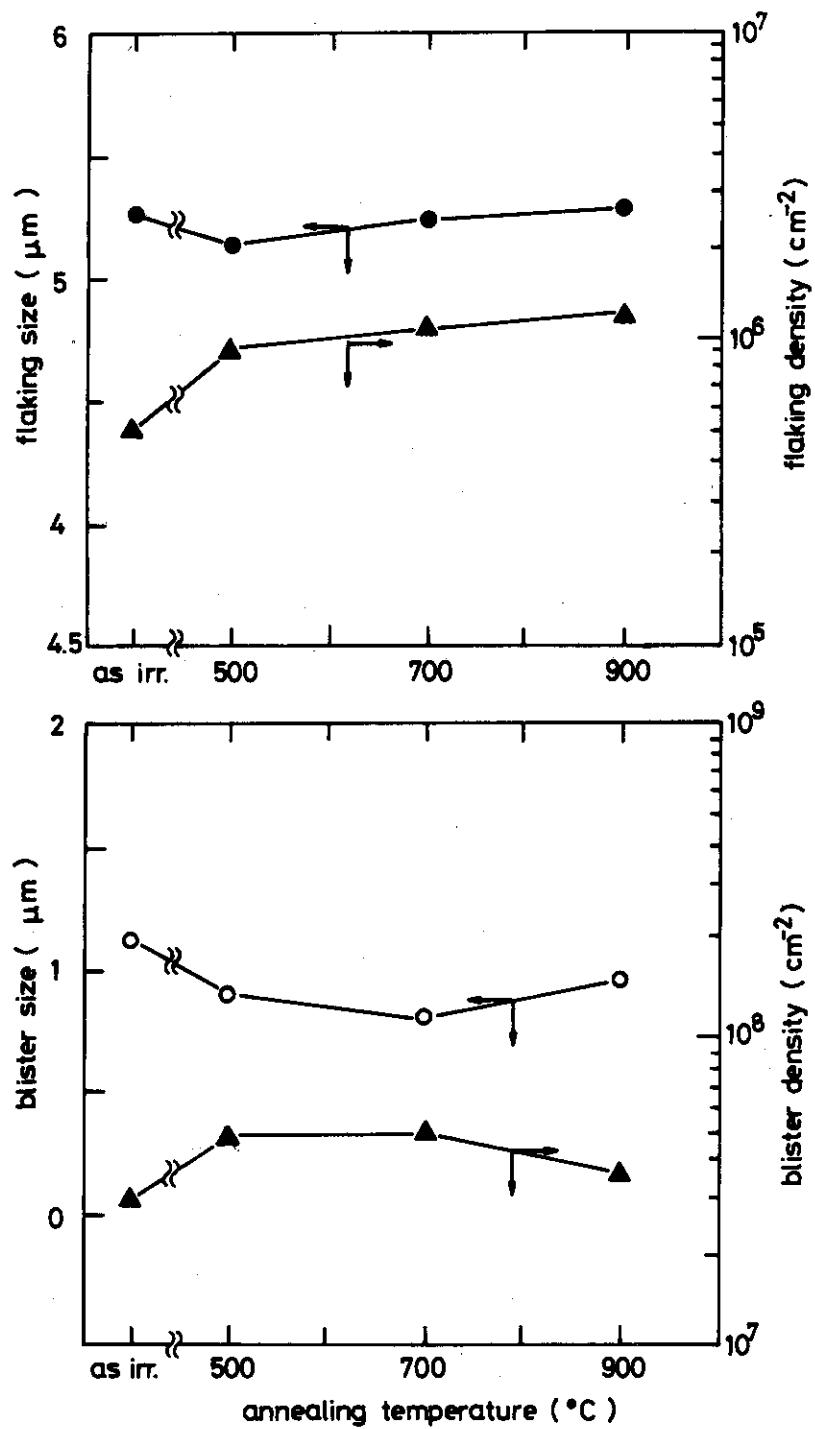


Fig.-8 Change in blister and flaking size and density with annealing temperature in molybdenum bombarded with Ar⁺ ion to 5.1×10^{17} ions/ cm^2 .

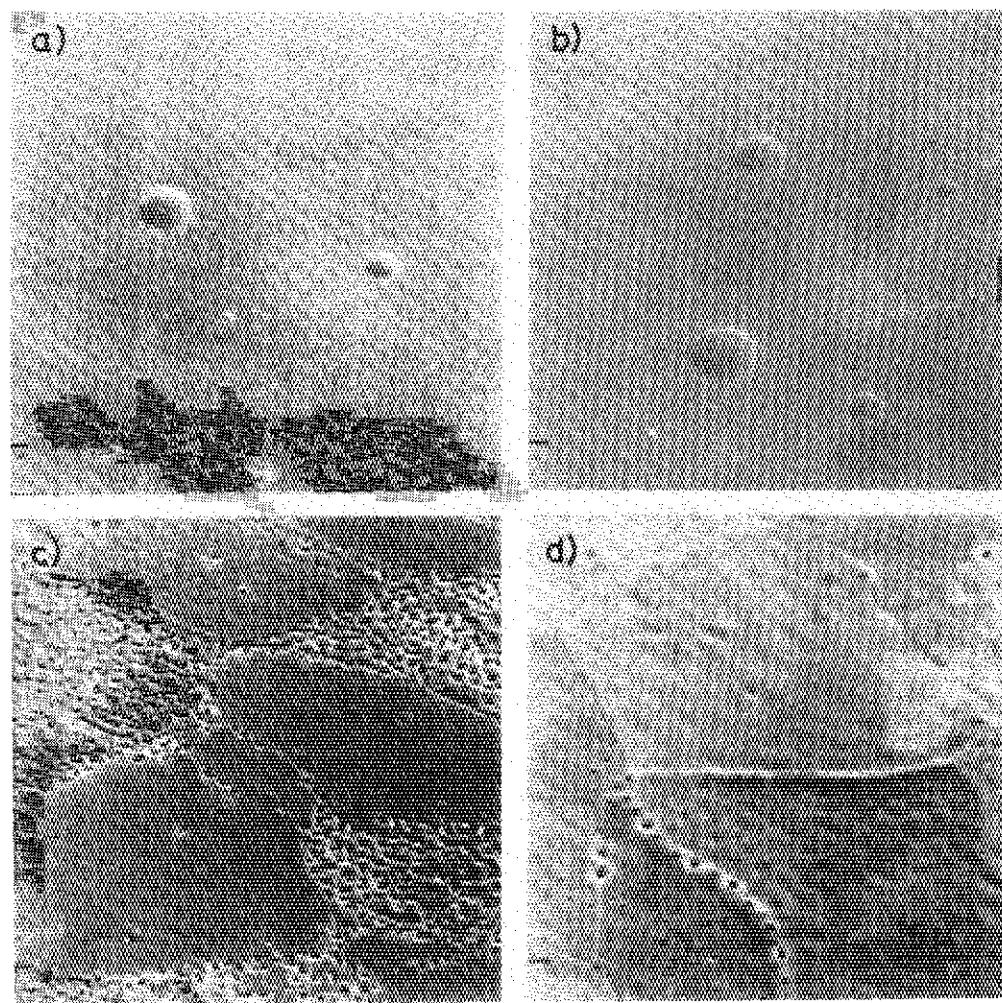


Fig-10 Effect of annealing temperature on the blistering of molybdenum surface. (bombarded with Ar⁺ ions to a dose of 25×10^{17} ions/cm²)

a) 700 °C , 1 hr b) 900 °C , 1hr
c) 1200 °C , 1 hr d) 1400 °C , 1hr

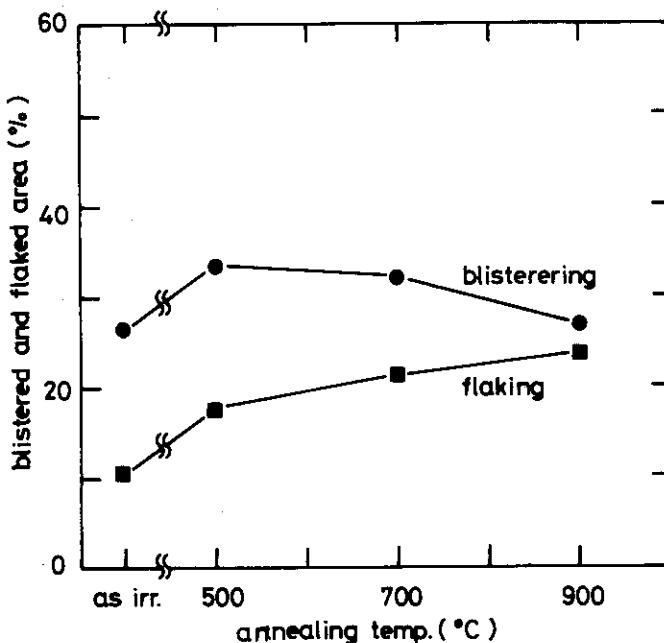


Fig.-9 Change in blistered and flaked area with annealing temperature in molybdenum bombarded with Ar^+ ion to 5.1×10^{14} ions/cm² at ambient temperature.

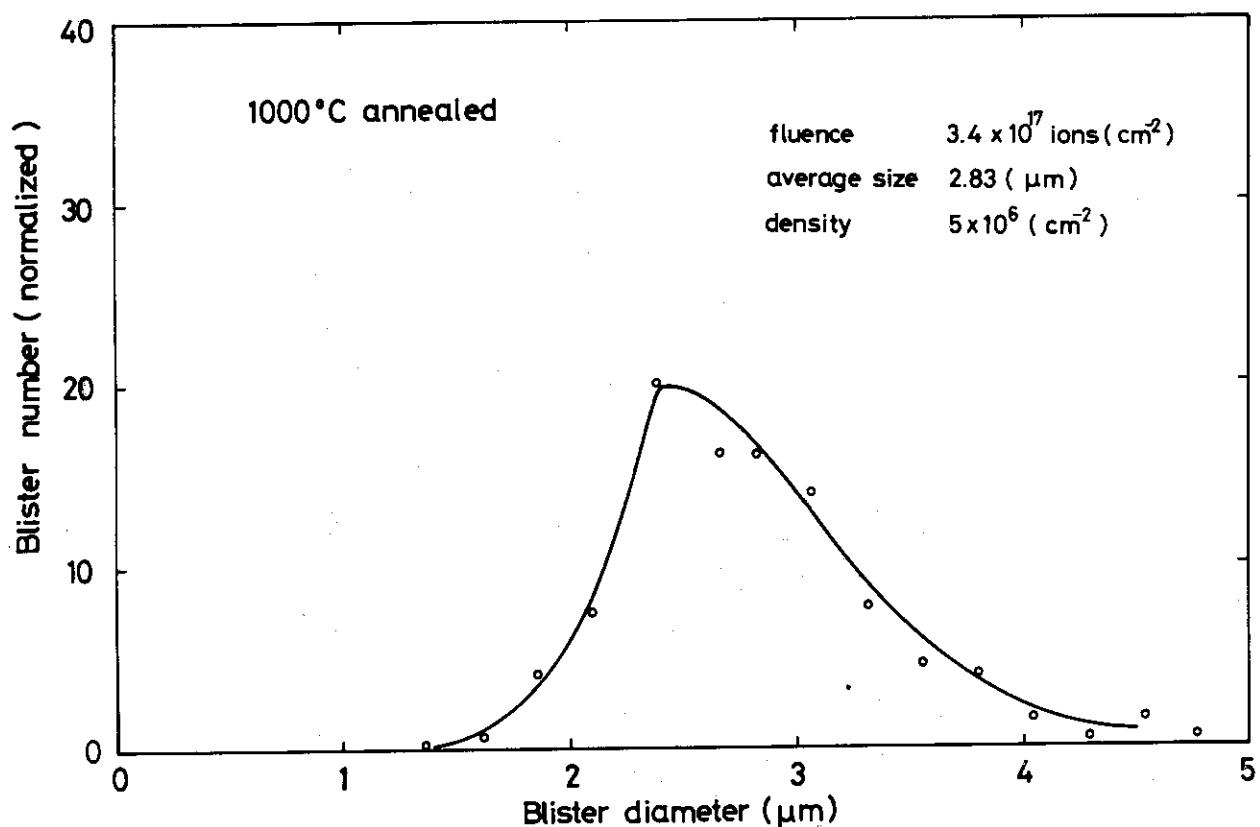


Fig.-11 Size distribution of argon blisters produced by argon ion bombardment and annealing.

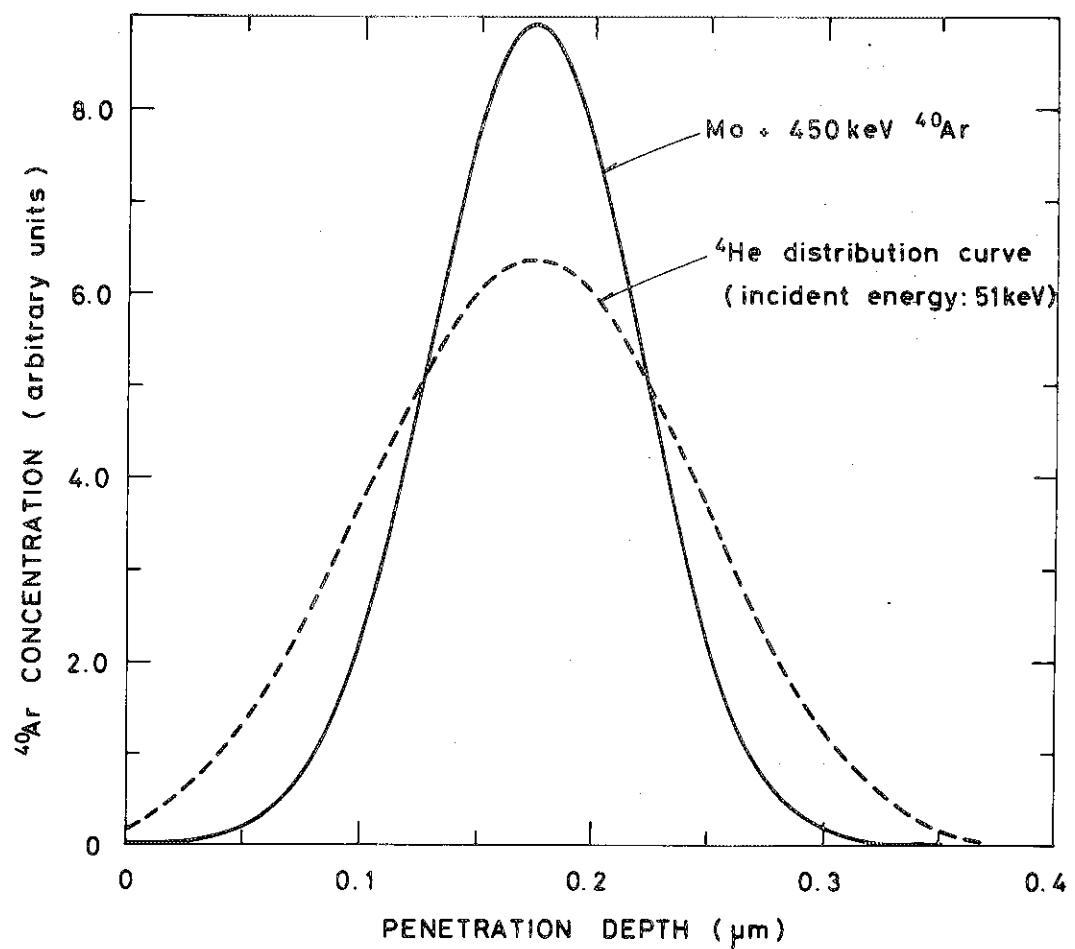


Fig.12 Range distribution of 450 keV Ar⁺ ion in molybdenum.

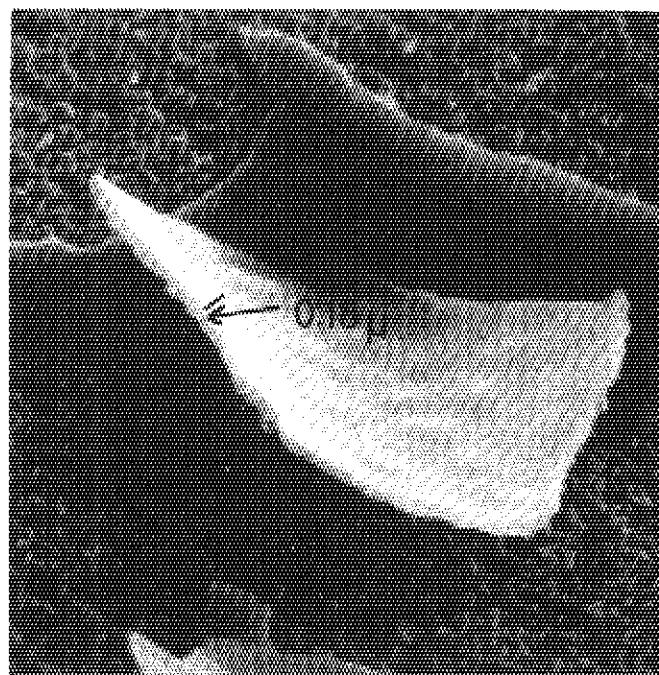


Fig.13 Thickness of flaked layer (bombarded to a dose of 4×10^{18} ions/cm² and annealed for 1 hr at 700°C)

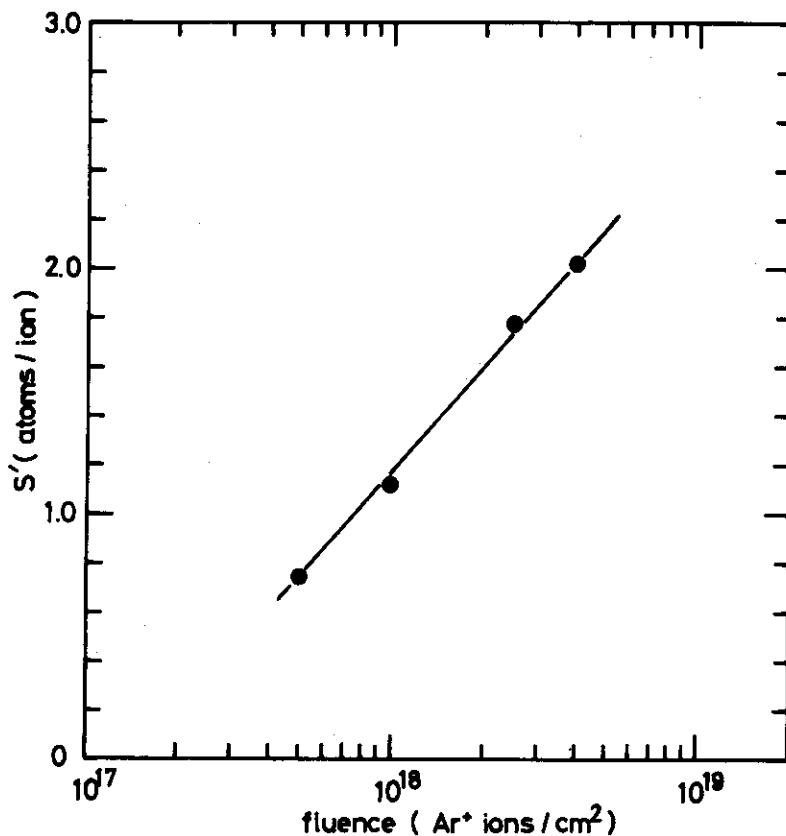


Fig.-14 Change in surface erosion rate (S') with Ar^+ dose fluence in molybdenum bombarded at ambient temperature.

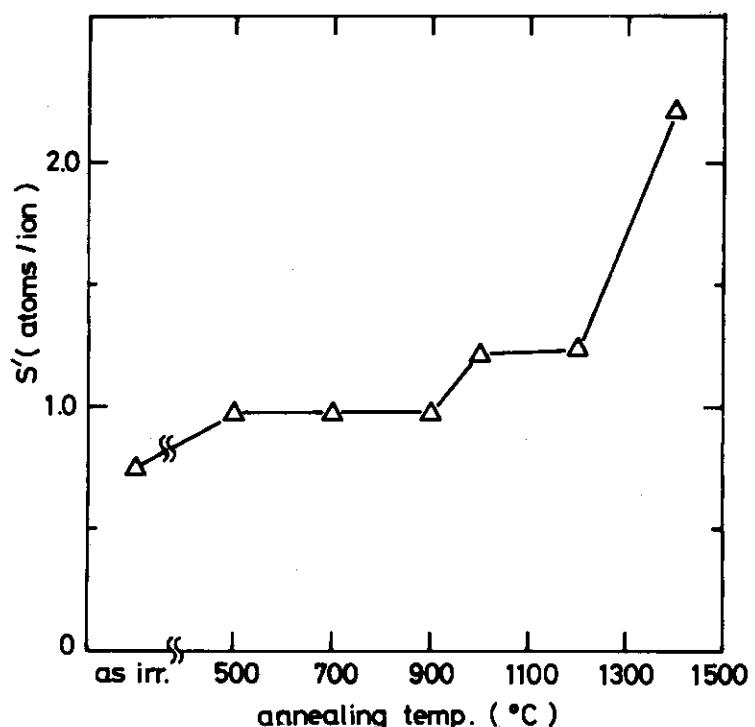


Fig.-15 Change in surface erosion rate (S') with annealing temperature in molybdenum bombarded with Ar^+ ion to 5.1×10^{17} ions/cm² at ambient temperature.