

核融合炉における第一壁とプラズマの相互作用の研究

Plasma-First Wall Interactions in Nuclear Fusion Reactors

後藤純孝* Yoshitaka Gotô
 西政嗣** Masatsugu Nishi
 土井 紘*** Hiroshi Doi

核融合着火条件の達成と動力炉の開発を目指す中で、プラズマと第一壁との相互作用による、壁面損傷、不純物原子の混入などの研究が重要になってきた。プラズマ中への不純物混入の原因となるスパッタリング、蒸発、ブリストリングに関し、第一壁として考えられている各種構造材料とSiCについて検討した。その結果、(1) アークジェット型プラズマ発生源を用い、300eV以下の軽イオンによる、Mo, SUS 304, グラファイトのスパッタリング率を測定した。(2) 二次イオン質量分析法とオージェ電子分析法の複合装置を用い、高温でのSiC表面の炭素の偏析、H⁺イオンによる化学スパッタリングの発生、及びスパッタリング率(6×10⁻³atoms/ion)を確認した。(3) SiC, Mo及びインコネルXに対し、25keV D⁺イオンを2×10²⁰ions/cm²照射し、表面損傷の走査電子顕微鏡による観察を行なった。

1 緒言

トカマクに代表される磁場閉じ込め型核融合装置では、プラズマとプラズマに面する第一壁との間に種々の相互作用が起こる。核融合炉でのプラズマ・壁相互作用を模式的に示したのが図1である。これらの相互作用は、次に述べるような問題を引き起こす¹⁾。(1) プラズマへの不純物原子の混入によるプラズマ特性の劣下(混入機構はスパッタリング、アーク、蒸発など)、(2) 壁面損傷(ブリストリング、スパッタリングによる損耗など)、(3) 燃料粒子のリサイクリング〔燃料粒子(D:重水素, T:トリチウム)の壁への吸着と再放出〕

この問題に対処するため、プラズマと壁との相互作用の研究、及び不純物対策の研究は核融合炉開発の中心的課題として、ここ数年来精力的に取り組まれてきた。なかでも、不純物混入量算定の基礎となる軽イオンによる構造材(Mo, SUSなど)のスパッタリング率(入射粒子1個が壁からたたき出す原子数)の測定は重点的に行なわれてきた¹⁾。一方、プラズマに混入する不純物原子が低原子番号であるほどプラズマに与える影響が小さいことから、低原子番号材料の第一壁が検討されており、これら新材料のスパッタリング率の測定技術の開発も必要となってきた。

低エネルギー(<100eV)の軽イオンによるスパッタリング率は、実験技術上の困難さからまだ測定例が少ない。本論文では、2章に主な構造材のスパッタリング率の測定について述べる。また3章では低原子番号材料の一つであるSiCについて、加熱時の表面組織、及び化学スパッタリングの測定について、4章でSiC, Moなどの材料の25keV D⁺イオン重照射後の表面損傷について述べる。

2 低エネルギーイオンによるスパッタリング率の測定

2.1 実験方法

スパッタリング率の測定には、粒子の照射前後での試料の重量変化を調べる方法が従来から用いられている。しかし、低エネルギーイオンによるスパッタリング率は一般に小さい。このため、電流密度の小さいイオン源を使用した場合には、照射に長時間を要したり、試料の重量測定に特殊な工夫を必要とする。本実験ではこの困難を避けるため、大電流密度の

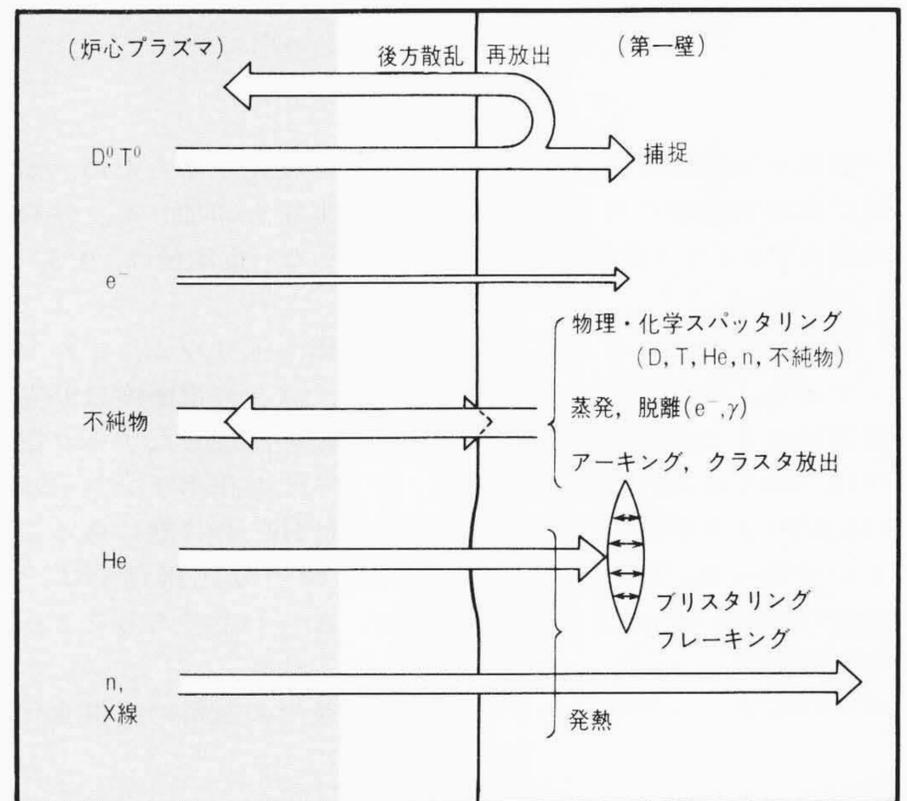


図1 プラズマと核融合炉第一壁相互作用 相互作用により壁から放出される不純物は、炉心プラズマの不安定化、温度低下をもたらす。第一壁は熱損傷、アーク損傷、スパッタリング損傷、照射損傷を受ける。

得られる直線型プラズマ発生源²⁾をイオン源として使用した。図2に装置の概要を示す。アークジェット型プラズマ銃により発生したプラズマは、真空容器の軸に平行な磁力線に沿ってドリフトし、中性化板に当たって中性化し排気される。実験に使用した磁場強度は、最大0.3Tである。プラズマ条件は、プラズマ柱の直径1.5cm、温度数電子ボルト及び密度 $\sim 10^{19} \text{ m}^{-3}$ である。

試料はグラファイト(ATJS級, Union Carbide社製), Mo, SUS 304であり、図2に示す試料室に挿入した支持台に固定した。試料の大きさは直径38mm, 厚さ0.5mmである。試料には特に表面処理を施していない。支持台は強制空冷が可能な構造とした。

* 日立製作所中央研究所 ** 日立製作所エネルギー研究所 工学博士 *** 日立製作所武蔵工場

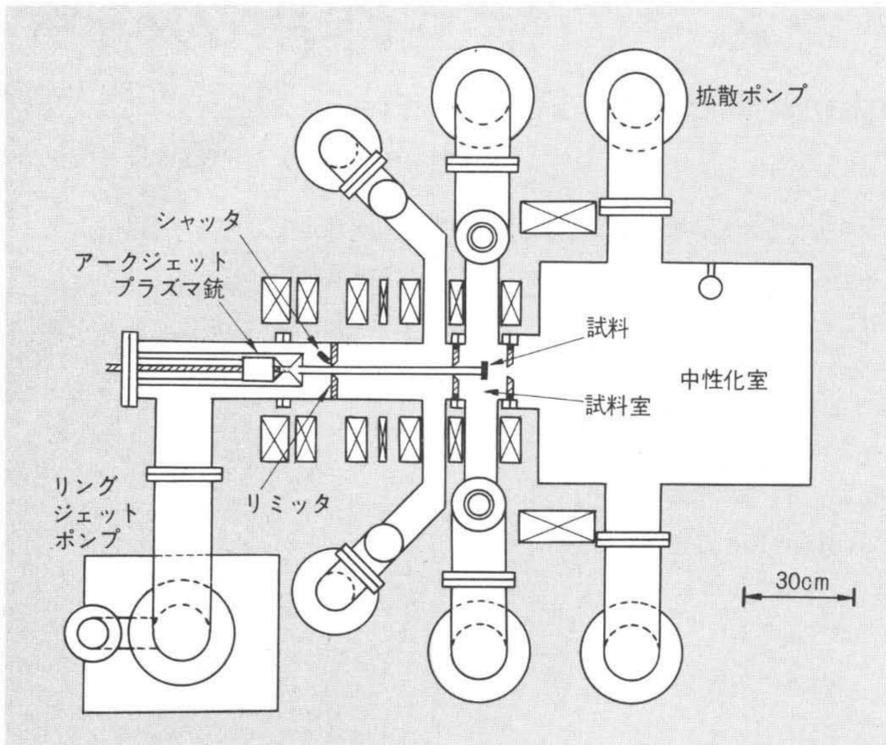


図2 プラズマ発生装置の概要 アークジェット型プラズマ銃から発生したH, D, He, Arイオンを、空冷した試料台に取り付けた試料に照射する。スパッタリング率は重量変化の測定による。

試料に入射するイオンのエネルギーを変化させるため、試料に真空容器壁に対し最大 300V の負電圧を印加した。試料に流入するイオン量は電流計により測定した。電流値は、0.5～1.5Aである。

実験に使用したガスは、水素、重水素、ヘリウム、アルゴンである。プラズマの分光計測の結果、ガスの電離度は95%以上であることが分かった。プラズマ銃に印加したアーク電圧は、ヘリウムの場合で42Vで、第2イオン化ポテンシャル(55.4V)よりも低く、ヘリウムイオンはHe⁺の状態にあることが分かった。また、アルゴンプラズマの分光測定では、Ar⁺⁺によるスペクトルは観測されず、Ar⁺が主であることが分かった。

スパッタリング率は、イオン照射前後での試料の重量変化

から求める方法と、スパッタリングによりプラズマ中に放出された試料原子の発光スペクトル線強度を調べる分光法とを併用した。

2.2 結果及び検討

グラファイト、SUS304、Moについて、H⁺、D⁺、He⁺、Ar⁺によるスパッタリング率を測定した結果を図3に示す。同図中で白丸印の点は、過去に発表されている実験データ^{3)~6)}を示すものである。グラファイトについては、H⁺、D⁺の照射時の化学反応を抑制できず、物理的スパッタリング率を単独で測定することができなかった。今回の実験結果は、100～300eVのエネルギー領域で、過去のデータと比較的良好一致を示すことが分かった。

実験結果の再現性や実験体系に含まれる誤差要因について、実験及び計算により検討した。実験結果に含まれる系統的誤差の大きさは、スパッタリング率にして10⁻⁵程度である。

3 SiCの化学スパッタリングと加熱による表面組成変化

C、SiCなどの第一壁は、そこから発生する低原子番号の不純物による輻射損失効果が小さいという利点があるが、反面、Hイオン照射により化学スパッタリングを起こすという欠点がある。そこで、これらの低原子番号材料の化学スパッタリング機構の研究が重要となってきた。日立製作所は、図4に示すSIMS(Secondary Ion Mass Spectroscopy: 二次イオン質量分析法)とAES(Auger Electron Spectroscopy: オージェ電子分析法)の複合装置⁷⁾を用い、高温でのSiCの表面組成の分析(AESとSIMSによる)、二次イオン種の分析(SIMSによる)、スパッタリング率の測定(スパッタリングで削られたへこみの体積測定による方法)を行なった。試料の加熱は直接通電法により行ない、測定は到達真空度10⁻⁷Paの超高真空容器中で行なった。試料としてChemical Vapour Deposition法により、グラファイト基板上に形成したβ-SiC(日本カーボン株式会社製)を鏡面研磨して用いた。

3.1 加熱によるSiCの表面組成変化

図5は、各温度で10分間加熱したSiCの表面組成を、AESにより測定した結果を示すものである。温度とともに表面の

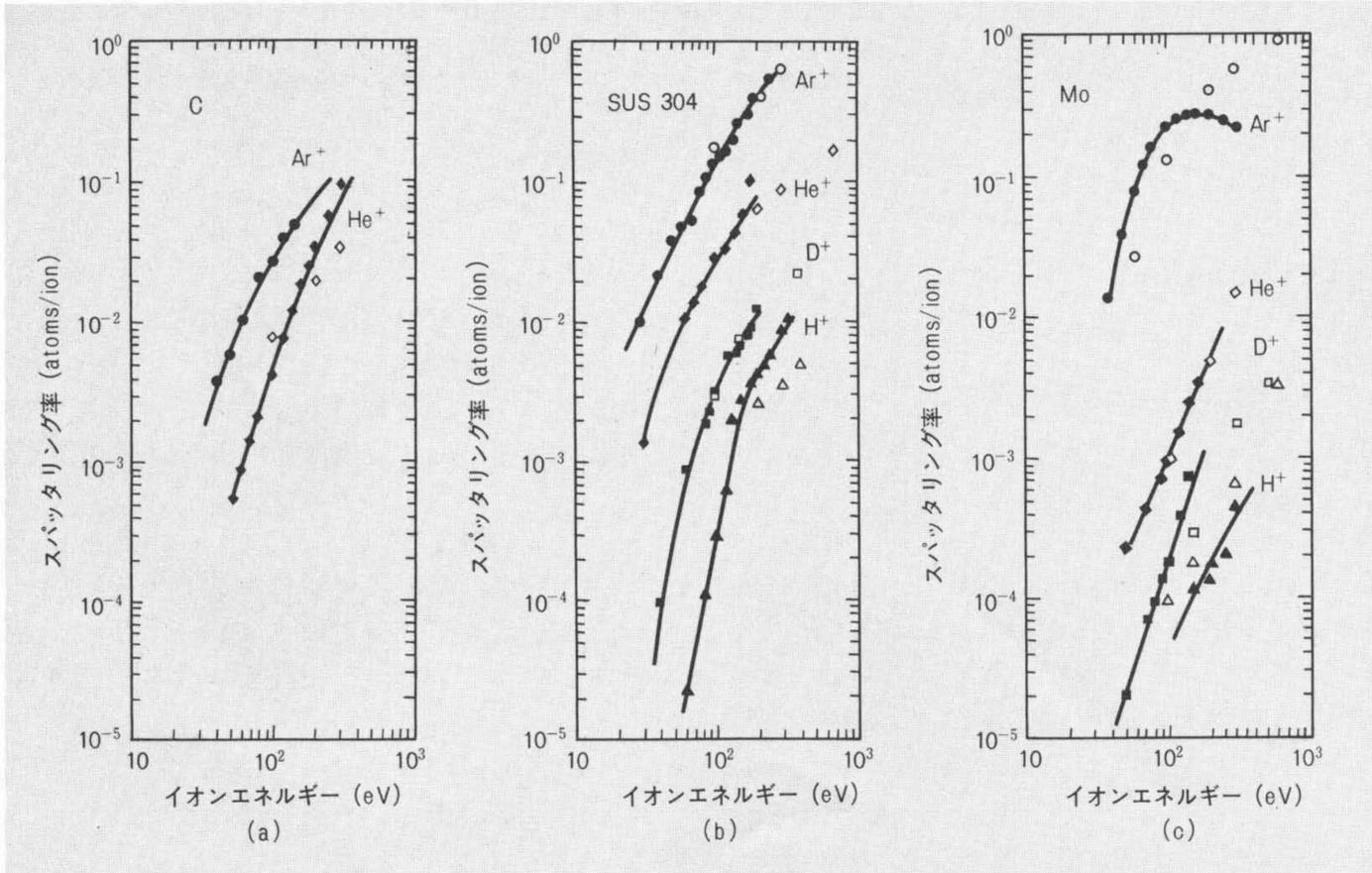


図3 スパッタリング率の測定結果 [(a) グラファイト, (b) SUS-304, (c) Mo] 図中白丸印の点は、過去の実験データを示す。

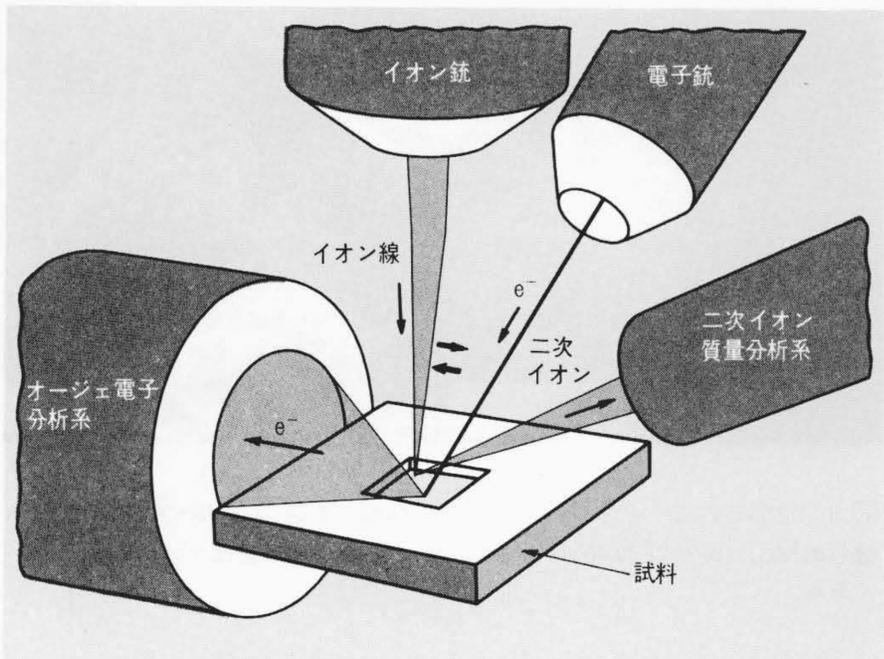


図4 二次イオン質量分析法とオージェ電子分析法の複合装置
イオン照射中に放出される二次イオン種、試料表面の元素組成をその場で分析できる。スパッタリング率はイオン照射で生じたクレータの体積から測定される。

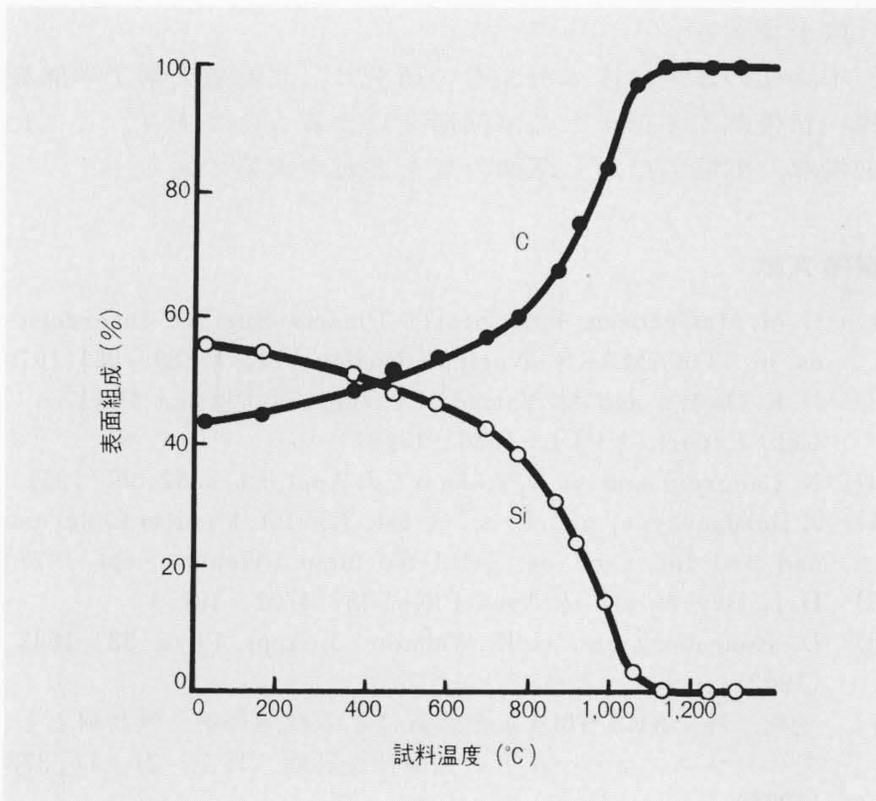


図5 加熱によるSiC表面の炭素偏析 オージェ電子分析法により試料表面層約1nmの元素組成分析を行なった。試料温度800°C以上で炭素の偏析が進行する。これはSiの蒸発によると考えられる。

Cの組成比が増大することが分かる。これは、加熱によりSiCが解離し蒸気圧の高いSiが選択的に蒸発するからであると⁸⁾考えられる。

図6に、H⁺イオン照射によりSiCから放出される二次イオンの強度の温度依存性を示す。800°C以上でC⁺イオンのSi⁺イオンに対する比率は急激に増大する。これは、図5の結果と同じくSiの蒸発によるCの表面偏析によると考えられる。900°C以下でCH₄⁺イオンが検出され、CH₄の生成が推定される。室温でCH₄⁺/C⁺比が高い値を示す原因などにつき検討を加えてゆく必要がある。

3.2 H⁺, He⁺及びAr⁺イオンによるSiCのスパッタリング率

図7に化学スパッタリングを起こす可能性のあるH⁺イオンと、物理スパッタリングだけを起こすと考えられるHe⁺, Ar⁺イオンによる実験結果を比較して示す。イオンのエネルギーは、いずれも10keVである。希ガスイオンの場合、スパッタ

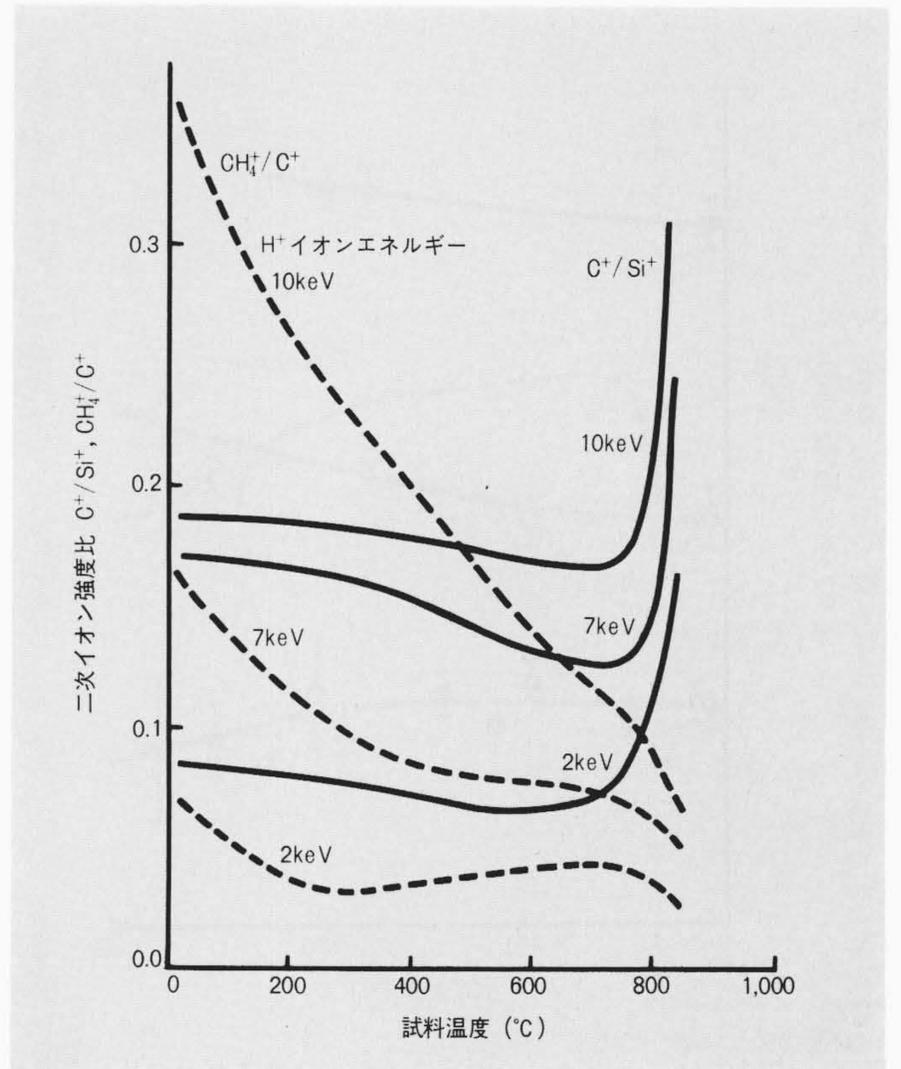


図6 H⁺イオン照射によりSiCから放出される二次イオンの強度比と試料温度 800°C以上での二次イオン強度比C⁺/Si⁺の急増は、炭素の表面偏析を示している。900°C以下でのCH₄⁺の存在は、化学スパッタリングが、900°C以下で起こっていることを示す。

リング率は試料温度とともに増大する。原因の一つとして、高温でSiC表面にCが偏析し、見掛けのスパッタリング率が炭素の値に近くなることが考えられる。図7のHe⁺に対するSiCの1,200°Cでの測定値 7×10^{-2} (atoms/ion)は、グラファイトに関するBohdansky⁹⁾らの値 6×10^{-2} (atoms/ion)に近い値となっている。H⁺イオンによるSiCのスパッタリング率は、希ガスの場合とは逆に、700°C以上で温度とともに低下する。図6の結果によると、H⁺イオン照射による二次イオンとしてCH₄⁺イオンが検出され、その生成率は800°C以上で急激に低下する。これは、700~800°C以上ではメタン生成による化学スパッタリングが起こりにくくなることを意味しており、図7でのH⁺イオンによるSiCのスパッタリング率の700°C以上での低下傾向も説明できる。図7に、Busharovらの10keV H⁺イオンによるグラファイトのスパッタリング率の温度依存性のデータ¹⁰⁾を示す。SiCの化学スパッタリング効果は、グラファイトよりも小さいといえる。

4 25keV D⁺イオン重照射実験

水冷基板に取り付けたSiC, Mo, インコネル試料に対し、マイクロ波イオン源¹¹⁾から引き出した25keV D⁺イオンを垂直に照射し、SEM(Scanning Electron Microscopy: 走査電子顕微鏡)による表面形態観察を行なった。大電流イオン源を用いると、高い電流密度(10mA/cm²)のイオン線が得られるため測定時間が短縮できるが、試料冷却の必要が生ずる。試料は、表面を鏡面研磨したSiC焼結体、エメリ紙で研磨したMo板、化学研磨したインコネル-Xを用いた。

図8(a)~(c)は、SiCにD⁺イオンを各々 10^{18} , 10^{19} , 2×10^{20} ions/cm²照射した後のSEM像である。まずプリスタリング

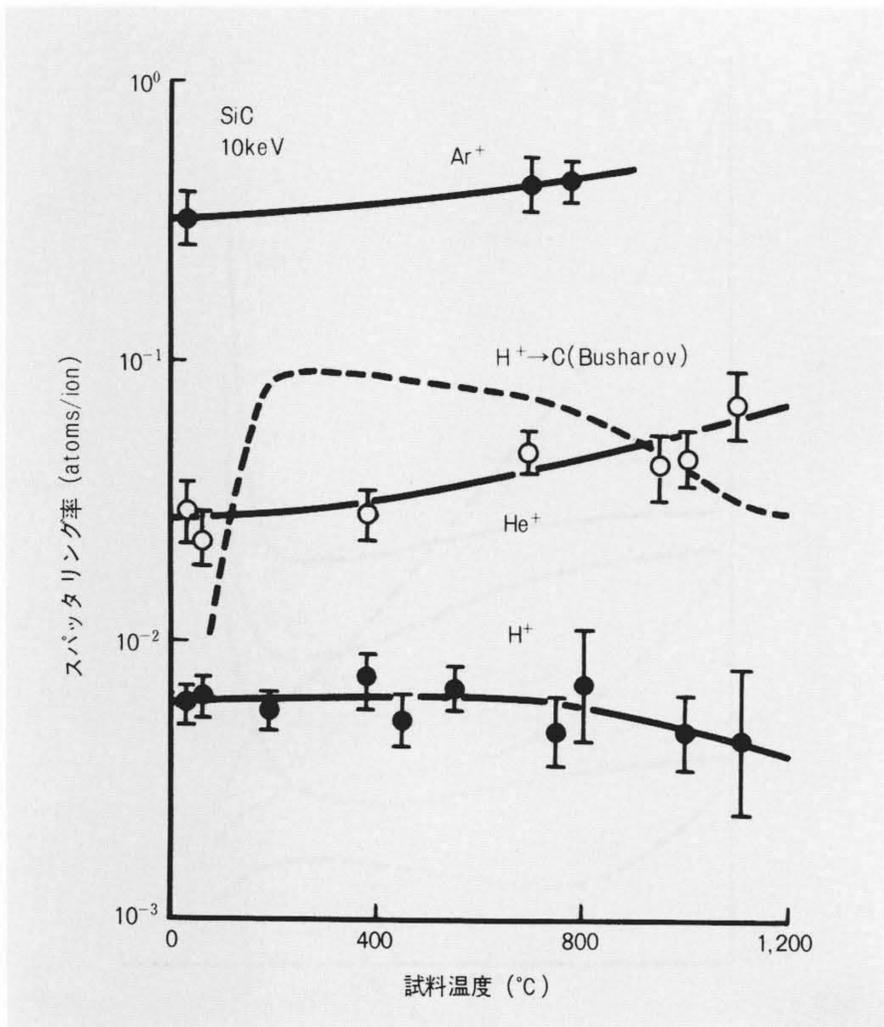


図7 10keV H⁺, He⁺, Ar⁺イオンによるSiCのスputタリング率と温度 SiCの希ガスイオンに対するスputタリング率は温度とともに増大し, H⁺イオンに対するスputタリング率は700°C以上で減少する。これには, 加熱による表面組成変化と化学スputタリングが関与していると考えられる。

(直径1~2 μm)が発生し(a), 表皮が破壊して生じたクレータ中に更にクレータが発生し(b), 海綿状の表面となる(c)。

図9(a), (b)は, Moとインコネル表面に 2×10^{20} ions/cm²照射した結果を示す。Moとインコネルの場合には, SiCに比べブリスタリング現象は明確に観察されない。また, SiCを1,100°C以上の高温で照射した場合にもブリスタリングは認められない。重水素イオンによるブリスタリング現象は, 試料の材質と温度に依存すると考えられる。

5 結 言

この論文を要約すると,

- (1) 低エネルギー (<300 eV) の軽イオンによるMo, SUS 304, グラファイトのスputタリング率の測定を行なったこと。
- (2) 高温でSiC表面に炭素が偏析すること。
- (3) SiCは, 10keV H⁺イオン照射により800°C以下で化学ス

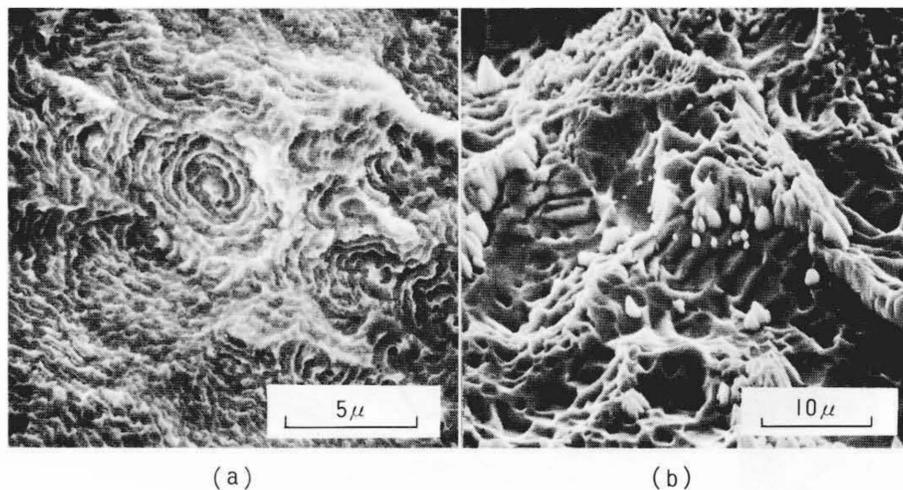


図9 25keV D⁺イオンを照射したMo, インコネル-X表面のSEM像[(a)Mo, (b)インコネル-X] (a), (b)共に照射量は 2×10^{20} ions/cm²である。

putタリングを起こし, スputタリング率は 6×10^{-3} atoms/ionであったこと。

(4) 25keV D⁺イオン照射によるSiC, Mo, インコネルの表面損傷を観察できたこと。

以上である。

本論文の3章に述べたSiCの研究は, 北海道大学工学部教授山科俊郎工学博士との協同研究によるものであり, ここに御指導, 御協力に対し深謝の意を表わす次第である。

参考文献

- 1) G. M. McCracken, P. E. Stott : Plasma-Surface Interactions in TOKAMAKS, Nuclear Fusion, 19, 7, 889~981(1979)
- 2) D. K. Owens and M. Yamada : Princeton Plasma Physics Lab. Report, PPPL 1520 (1979)
- 3) N. Laegreid and G. K. Wehner : J. Appl. Phys. 32, 365(1961)
- 4) J. Bohdansky et al. : Proc. of the 7th Int. Vacuum Congress and 3rd Int. Conf. on Solid Surfaces (Vienna, Sept. 1977)
- 5) H. L. Bay et al. : J. Appl. Phys. 48, 4722 (1977)
- 6) D. Rosenberg and G. K. Wehner : J. Appl. Phys. 33, 1842 (1962)
- 7) 毛利, 外 : AES-IMA 複合装置による核融合第一壁材料としてのシリコンカーバイドの表面特性評価, 真空, 21, 11, 372 (1978)
- 8) A. J. Van Bommel et al. : LEED & Auger Electron Observations of the SiC(0001) Surface, Surf. Sci. 48, 463~472 (1975)
- 9) J. Bohdansky et al. : Sputtering Yields of Graphite and Carbides, J. Nuclear Mat. 76 & 77, 163 (1978)
- 10) N. P. Busharov et al. : Proc. Int. Conf. Surface Effects in Controlled Fusion Devices, San Francisco (1976)
- 11) N. Sakudo et al. : Microwave Ion Source for High-current Implanter, Rev. Sci. Instr. 49, 7, 940~943 (1978)

図8 25keV D⁺イオン照射後のSiC表面 (a)は 1×10^{18} ions/cm²打ち込んだ表面, (b)は約 1×10^{19} ions/cm², (c)は 2×10^{20} ions/cm²打ち込んだ表面である。(a)はブリスタリングを示し, (c)では海綿状構造を示している。

