

ヘリウムプラズマ照射により高融点金属表面に形成されたナノ構造 Nanostructure Formation on Refractory Metal Surfaces irradiated by Helium Plasmas

高村秀一[†], 梶田 信^{††}, 大野 哲靖^{†††}
Shuichi TAKAMURA[†], Shin KAJITA^{††}, Noriyasu OHNO^{†††}

Abstract Helium defects on plasma-facing refractory metals like tungsten have been studied in fusion sciences from the view point of the effects on metal surface properties, concentrating on the bubble formation. However, the surface morphology over the lower surface temperature range was found recently to be changed drastically, something like cotton down or arborescence, sometimes called as “fuzz”. The formation process, although still open problem, would be discussed in terms of viscoelastic model with the effect of surface tension, taking account of its thermal properties and nano-bubbles inside the thin fibers. Some physical surface characteristics like electron emission, radiation emissivity and sputtering are quite influenced by its forest-like structure. Unipolar arcing has been newly studied by using such a surface structure which makes its initiation controllable. In the present report, other examples of nanostructure formation in a variety of particle incident conditions have been introduced as well as the possibility of its industrial applications to enhance interdisciplinary interests.

1. はじめに

核融合エネルギーの利用に向けた努力が国際熱核融合実験炉(ITER)計画を機軸に進められている。克服すべき幾つかの課題の一つに炉周辺部に流れ出す夥しいプラズマ熱・粒子の制御がある。¹⁾ このような高熱流のプラズマと向き合える材料は限られ、現在のところ ITER ではタングステン(以下 W と省略)と黒鉛が候補として挙げられている。当初は、両者を炉内で使い分けて、段階を追って W に集約していこうという考え方であった。黒鉛はこれまで炉壁材料として核融合プラズマ実験装置において使われてきた実績と信頼があったからである。しかし、重水素と共に核融合反応の燃料である放射性的トリチウム(三重水素)が黒鉛内部に多量に残存することが問題となり、将来の原型炉も見据えて、ITER では黒鉛を

廃して最初から W を採用しようという動きが出てきて、W に対する研究が一気に加速し始めた。特にダイバータと呼ばれる高熱流プラズマが集中するプラズマ対向壁における W の特性が現在脚光を浴びているという状況にある。

ヘリウム(以下 He と省略)は核融合反応の結果生まれるアルファ粒子(生まれた時のエネルギー: 3.5 MeV)そのものである。閉じ込められたプラズマの高温を維持するためにそのエネルギーをプラズマに与え、最終的にヘリウム灰としてダイバータ領域において水素プラズマに10%程度混ざる形で存在する。これらがダイバータ板で中性化して炉外へ排出される。主要なプラズマ対向壁であるダイバータ板へは 10^{23} 個/($m^2 \cdot s$)程度の大量の He 粒子束が襲来する。プラズマと固体表面が接する境界では、図1にその電位分布を示すようにプラズマ・シースと呼ばれる空間電荷層が形成される。²⁾ 問題にしているプラズマは身軽な負電荷を持つ電子と重くて動きのゆっくりした正イオンとで構成されており、壁への電荷流入平衡(浮遊条件と呼ばれることもあり、正味の電流が流

[†] 愛知工業大学 工学部 電気学科 (豊田市)

^{††} 名古屋大学 エコトピア科学研究所 (名古屋市)

^{†††} 名古屋大学 工学研究科 (名古屋市)

れない状態)のため、プラズマ電位 ϕ_p に対して、壁は負の電位 ϕ_w を持つ。このため、移動度の大きい電子による過剰な負電流を制限する。逆にこの電位差により正イオンは壁へ向かって加速されて、壁表面に衝突する。前述の He イオンも同様であり、熱エネルギーに加えてこのシース電圧による加速分が壁への衝撃エネルギーとなる。ダイバータ領域におけるプラズマ温度にも依るが、この衝撃エネルギーは 100 eV 前後以下程度であり、そのため He は金属表面からせいぜい数十 nm 程度の侵入長を持つに過ぎない。しかし表面の障壁ポテンシャルを乗り越えれば表面近くではあるが固体内部に入り込み、拡散する。これらの He が He 照射効果と呼ばれる多様な現象を固体表面に生み出すことになる。

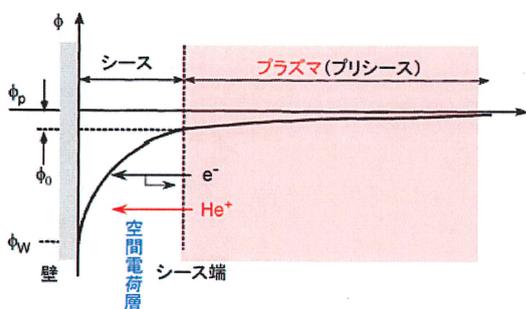


図1: プラズマ対向壁と、それに向き合うプラズマとの境界領域。プラズマ・シースはイオンの正電荷が優勢な空間電荷層である。プラズマ電位 ϕ_p と壁の電位 ϕ_w の差がシース電圧となる。 ϕ_0 はシース端の電位である。

本解説では、He 損傷の中でも想定されるダイバータ壁の動作温度領域にある W の表面に形成される繊維状あるいは樹枝状のナノ構造に焦点を当てて、その形状、形成機構、そしてプラズマと向き合ったときの特性について解説を試みる。He がもたらすこのような「損傷」は固体中の欠陥形成であり、He の替りに中性子の場合には原子炉内機器の損傷とも共有する性質である。また、意図的に電子ビーム入射やイオン打ち込みにおいてあらわれる、各種物質の状況にも類似する。これらの場合においては規則的なナノ構造が形成されることがあり、この点についても触れる。形成機構における粘性流体力学的扱いを含めて、プラズマ、放電、固体物性、流体等の広い分野の方々に興味を感じていただければ、筆者の望むところである。

2. 金属表面におけるナノ構造形成

2.1 バブル / ホールの形成

核融合において特有のガス種である He の材料への照射効果は、固体の格子の転移やバブル形成に関連してこれまで調べられてきている。³⁾ 一方で、中性子が材料原子と (n, α) の核変換することによって He を生成し、その結果材料の照射硬化やそれに伴う、低温での脆化を促進するという観点からも調べられてきている。前者に関しては、He の重照射によりマイクロなバブルやホール形成にまで至っている。バブルが表面にまで達するとホールとなって現れると考えられる。図 2 はその典型的な例である。⁴⁾ 森下氏の解説を引用する形で説明しよう。⁵⁾ He 原子は閉殻構造を持っていることが出発点である。「金属中に打ち込まれた He 原子は金属中の格子間位置において居心地が悪く(形成エネルギーが高い)、居心地のよい位置を見つけるために、素早く格子間を駆け巡っている(移動エネルギーが低い)ことになる。…居心地のよい場所というのは原子空孔やボイドおよび表面・粒界・転移などにある空隙の部分と言われている。」金属原子と He 原子の相互作用ポテンシャル・エネルギーは両者間のどの距離においても正の値であり、He-He の間のそれよりも大きい。「He 原子が周囲を金属原子で囲まれるよりは、He 原子で囲まれた方が系のエネルギーが小さくなる可能性を示している。すなわち He 原子は金属内でバラバラに存在するよりも、集合化したほうがエネルギー的に有利である。…このような欠陥集合体の形態を He バブル(気泡)と呼ぶ」。

照射量 イオン格子あたりに 照射時間 表面温度	$2.6 \times 10^{21} / \text{m}^2$ $3.7 \times 10^{21} / \text{m}^2$ 7200 s 2100 K	$0.9 \times 10^{21} / \text{m}^2$ $1.2 \times 10^{21} / \text{m}^2$ 7200 s 2800 K	$0.8 \times 10^{21} / \text{m}^2$ $1.1 \times 10^{21} / \text{m}^2$ 7200 s 2200 K	$0.8 \times 10^{21} / \text{m}^2$ $1.1 \times 10^{21} / \text{m}^2$ 7200 s 2950 K
表面	W1 ~ 30 eV	W2 ~ 10 eV	W3 ~ 5 eV	W4 ~ 1 eV
断面				

図2: W 表面に形成された He バブル / ホール。W1~W4 はイオンの入射エネルギーの違い。⁴⁾

実際に第一原理計算により W の単一空格子の中に幾つもの He 原子が入り得るかエネルギー的考察がされている。そこでは少なくとも 14 個の He が含まれることが核融合研の中村氏のグループによって調べられている。⁶⁾ またバブルの拡散、結合、表面での気孔化に関して、これらの基礎反応率を与えて、小さな初期バブル分布条件下、それらのダイナミクスを追っていく運動論的モンテカルロ法を用いて He バブルの時間発展挙動が調べられている。⁷⁾ このシミュレーションは W 中に生成された

He バブルが W 中を熱的に動きまわり合体して大きくなり図 2 に示すような構造を生み出すことを良く再現している。W の場合は高温の 1600 K 程度以上においてこのようなバブル/ホール (ポイド) を形成することがわかっている。このような構造を生み出す入射 He イオンの閾値エネルギーもプラズマの性質をうまく活用して調べられており、約 6 eV という極めて小さなエネルギーが表面のエネルギー障壁を乗り越えるのに必要であると考えられている。^{2), 8)} 高温で形成されるバブル/ホールを表面に持つ W の表面特性として光学反射率の低下や光吸収の増加、熱伝導の低下が調べられている。^{2), 9), 10)} 前者の光学特性の変化は高融点金属鏡面をプラズマや炉内壁計測用に核融合炉内に設置する光学反射鏡として用いる場合の懸念材料として調べられている。

図 3 は He 照射の有無による W 材料を溶接するために必要なレーザーエネルギーの閾値の変化を示したものであり、照射損傷 W はその閾値が極めて低くなっている。用いられた Nd-YAG レーザーはパルス幅が 5~7ns ときわめて短い事とプラズマ負荷ではない点は留意する必要がある。損傷表面をサブサーフェイスとみなすと、その層の熱伝導が悪くなった点とレーザー光の吸収率の増大の双方から説明されよう。¹⁰⁾

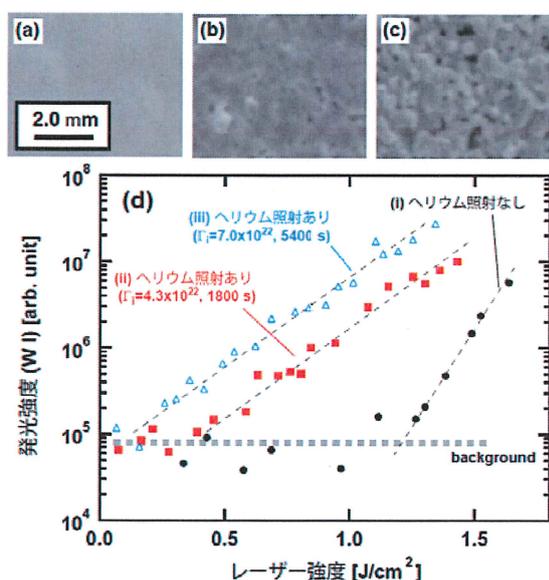


図 3 : バブル / ホールが形成された W 表面の熱伝導異常に基づくレーザーアブレーションの発生。バブル/ホール形成によりレーザーエネルギー閾値の減少を示す。¹⁰⁾ (a)~(c) はそれぞれ(i), (ii), (iii) のレーザー照射後、レーザーの照射されていない表面部分の SEM 写真。

2.2 繊維状ナノ構造形成の観測

核融合炉において W 表面にマイクロなバブル/ホール

が成長形成されるのは、プラズマの崩壊 (ディスラプション) が起こった時とか閉じ込め周辺部に蓄えられているプラズマ・エネルギーが周期的に解放される ELM と呼ばれるパルス熱負荷の場合に想定されるような高温であろう。定常プラズマ負荷で考えられている、もう少し低温、具体的には 1000~1400K 程度においては W の表面形態はバブル/ホールの場合から一変する。図 4 に FE-SEM で撮影された例を示す。不思議なことに繊維状の W ファイバーの森が形成される。少し低倍率の通常の SEM で観測するとファイバーの集合体が綿毛のように見えるので、「fuzz」と呼ばれることもある。名古屋大での我々のグループが始めて黒鉛に被覆された W 表面においてこれを発見した。^{11)~13)} 広い波長にわたる光を吸収してしまうので肉眼では真黒に見える。これより 10 年前、1997 年にマイクロなバブル/ホールを偶然発見した 10cm 角の W 試料へも、円筒ヘリウムプラズマを照射していたことが想起される。この際同心状に外側に向かって温度が下がっているので、中心は溶融していたのがその外側にバブル/ホール領域があり、ついで繊維状ナノ構造、そして無損傷の領域が存在していたはずであった。当時、空間分布にわたって詳細に観察を行っておれば、ナノ構造形成研究の展開は 10 年早く進展したと悔やまれる。^{2), 14)} いずれにしろこの不思議な形態は多くの研究者の関心を引くと共に、その形成は核融合炉壁として危惧された。何故ならばこの構造が熱的・機械的に脆弱であり、表面溶融を助長したりダスト等になって炉心に W を混入することになりかねないと考えられたからである。¹⁵⁾

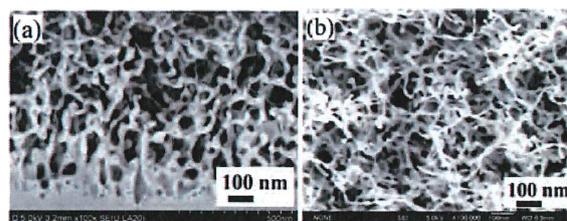


図 4 : W 表面に形成されたナノ構造。断面図 (a) と、上面図 (b)。繊維状の W ファイバーの太さは数十 nm 程度。ファイバーの中や根元には He の詰まっている小さな多数のナノバブルが見てとれる。

繊維状ナノ構造の成長に関して、実験的にサブサーフェイスとしての層厚の成長速度が時間の平方根に比例すること¹³⁾やバブルを含むファイバーの形態¹⁶⁾などが詳しく調べられた。金属表面に打ち込まれた He は前述したようにバブルを形成し易い。^{5), 17), 18)} 従ってバブルに由来していると思われる繊維状ナノ構造は W に限らず広く

金属に見られるのではないかと考えられる。これに関して初期的な報告がある。^{16), 19), 20)} 愛工大でもコンパクトなプラズマ発生装置²¹⁾を用いてモリブデンのナノ構造形成が確認されている。ファイバーの太さがWの場合の2倍程度太く、形成される温度の上限はWより低く1000 K程度、下限は780 K程度であることが熱電対計測でわかっている。

2.3 種々の物質におけるナノ構造形成の例

ここで、種々の物質表面における、fuzz とは違った形ではあるがナノスケールの構造形成に触れて、現象を広く共有したい。次の4種類に分類することを試みた。(1) 電子線照射、^{22), 23)} (2) ボイド形成、²⁴⁾ (3) ボイド格子、^{25), 26)} (4) スパッタリング。^{27)~29)} まず(1)については、0.4~1 MeVの電子線を金(Au)結晶に照射することによってナノホールが結晶方位に沿って構造形成することが見出されている。この現象は電子線が「置換衝突連鎖による表面空孔の長距離移動」をもたらすことによって、ナノパターンを形成するとしている。また、200 keVの電子線照射を受けたシリコン結晶は室温以下において数 nm サイズのシリコンナノホールの整然としたアレイを生成し、空間フーリエ成分が十分識別できる規則正しさを有している。

(2) 60 keVのSnイオンをGaSb結晶に打ち込んだ時、ボイドの形成により蜂の巣状のセルが形成される点の特徴である。壁の厚さ10 nmのセルの高さが100~200 nmにもなり、断面を一見するとWのナノ構造に類似的である。

(3) 2 MeVの窒素イオンを高純度のMoに照射するとボイドが規則正しくb.c.c.の格子状に配列することが観測されている。このような3次元の超格子がMoのみならずW、Nb、Taなど多様な金属で観測されており、ボイドとボイドの間の弾性相互作用などを基礎に物理機構が研究されている。

(4) 高い配向性を持つ黒鉛や単結晶Siへ数keVの希ガスイオンを打ち込むと、規則性のあるナノメータ・リップルが波長40~70 nmで現れる。これはスパッタリングの角度依存性や結晶面によるスパッタ収率の違いがこのようなリップルや規則的なマイクロのピラミッドを作り出していると考えられている。

(1)~(4)以外にもGeをSi表面に厚さ0.6 nm程度薄く堆積させた場合に自己アフィンなフラクタル・パターンが観測されたりしている。³⁰⁾

3. 温度変化などに対するナノ構造の応答

W表面に形成されたナノ構造は外部条件の変化に対してロバストなのであろうか。核融合炉壁の場合には、たとえ装置が定常運転されていても、前述した周期的パルス熱負荷にさらされたりするため、表面温度の時間的変化を経験することになる。このような温度履歴効果のためのモデル実験においてナノ構造形成後試料のバイアス電位をプラズマ電位に近づけ、プラズマ電子熱流によって過渡的に昇温した結果を図5に示す。³¹⁾ 昇温のためのプラズマ照射時間よりもどれだけ高い温度に保持されたかに表面形態は敏感であることがわかる。特徴的な点は繊維状Wファイバーが太く短くなる点である。まったく同じではないが、類似の表面形態がトカマク型核融合プラズマ実験装置 Alcator C-Mod のWダイバータ領域の壁において観測されているのは興味深い。³²⁾ 気泡を含んだ飴のような応答は、ナノ構造の形成機構を考える上で強い示唆を与えるものと考えられる。

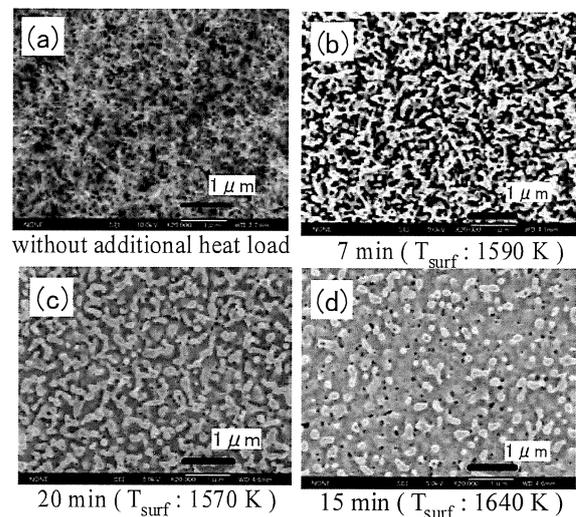


図5: W表面に形成されたナノ構造の温度履歴効果。³¹⁾ ナノ構造形成のためのHeイオン粒子束は $8.6 \times 10^{21} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、イオン・エネルギーは45 eV。(d)の場合のイオン追加フルーエンスは $1.0 \times 10^{25} \text{ m}^{-2}$ 、その時のイオン・エネルギーは25 eV。

このモデル実験を発展させたものが修復の試みである。^{33), 34)} ナノ構造形成温度より数百度高温に保持し、言わばプラズマを用いたアニーリングを実施した結果を図6に示す。³⁵⁾ この場合Heプラズマを採用したとしてもHeイオンの入射エネルギーを著しく小さくして表面の障壁エネルギーを越えない状況で、プラズマ電子の熱流によって昇温することが可能である。後でプラズマの熱伝達係数の項で詳しく紹介するが、プラズマ電位近くにまでWターゲット板の電位を持ち上げることによって実現される。表面にはもはやファイバーは認められず数ミクロンの大きさ(結晶粒塊)で仕切られたやや起伏のある表面が見えるのみである。しかし断面を観察すると

表面から約 100 nm の深さに、He バブルがしっかりと残存しており、バブルのロバスト性がこのような面でも見られる。このような表層は熱伝導が物質の固有値から著しく小さいサブサーフェイス層として働く可能性が残る。

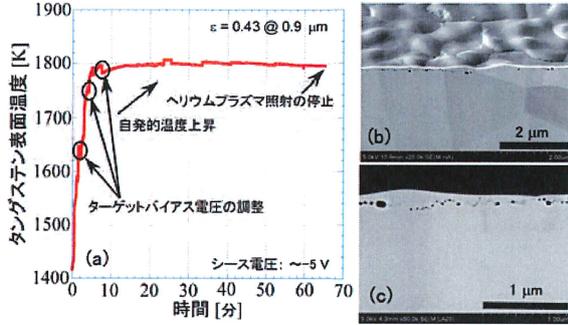


図 6 : ナノ構造に対するプラズマ・アニーリングの効果。³⁵⁾ (a) は時間経過、(b) と (c) はアニーリング終了後の斜めから並びに断面の SEM 画像。

そもそも繊維状ナノ構造の形成は He バブルが出发点であることに間違いない。バブルができるためには金属内に He が入り込むことより始まる。もし、このようなナノ構造が核融合の達成に危険であるとしたら、形成抑制の方策を考えなければならない。すなわち He 原子が金属中に侵入するのを防ぐことが考えられる。我々は一つの試みとして、W 表面に炭素膜を形成してその結果を調べたところ、100 nm 厚の炭素膜は完全にナノ構造形成を抑制することがわかった。¹⁵⁾ He イオンの飛程を考えれば当然であろう。オール W 炉壁に何故炭素を持ち込むかという点は議論のあるところであるが、熱的溶融防護の役割も含めて、意外と炭素はこのような形で核融合炉内材料として生き残るかもしれない。また、炭化タングステン (WC) へ化学変化することが異なる効果を持つであろうか。ITER の場合は第一壁に Be を採用しているので、これが炭素の役割を果たして W のナノ構造は形成しないかもしれない。しかし Be も金属であるので He バブルはできるのであろうか。

4. 繊維状ナノ構造の形成モデル

前節では繊維状ナノ構造形成はあたかも気泡を含んだドロドロした水飴のような性質で起こっていることが感覚として捉えられたかと思う。ナノ構造形成に関して粘弾性的モデルが Krashennnikov によって提案された。³⁶⁾ 彼は必ずしも固体物性の専門家ではないが、実験事実¹³⁾、¹⁶⁾を注意深く検討し、W を連続体とみなしてこのモデル

に行き着いたと考えられる。彼の論文に沿ってこれを紹介しよう。W 粘性流を記述する非圧縮性の流体方程式

$$\nabla \cdot \vec{\sigma} = \mu(T)(\nabla \cdot \nabla V + \nabla \nabla \cdot V), \tag{1}$$

を出発点とした。ここで $\vec{\sigma}$ は応力テンソルであり V は W の流れの速度、 $\mu(T)$ はその粘性率であり、活性化エネルギー E_μ を用いてアレニウスのに

$$\mu(T) = \bar{\mu} e^{E_\mu / kT}, \tag{2}$$

と書かれる温度依存性がある。 W の場合、 $E_\mu = 0.71\text{eV}$ 、 $\bar{\mu} = 10^4 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ 。³⁷⁾ 低温では粘性が大きく、物質の大局的な移動はないが、高温では粘性が低下すると、大きな移動すなわちクリープが重要になる。 $T = 1000 \text{ K}$ では $\mu \sim 10^7 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ となり、この値はガラスが軟化しかけたくらいの粘性率に相当する。

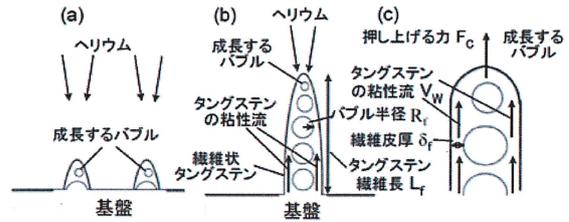


図 7 : 繊維状ナノ構造形成に関する粘弾性モデル。

図 7 に基づいて説明しよう。(c)においてファイバーを押し上げる力 F_c と半径 R_f のバブル内の He 圧力 P_{He} との関係は

$$F_c = P_{He} \pi R_f^2. \tag{3}$$

γ を W の表面張力とすると

$$P_{He} \approx \frac{2\gamma}{R_f}. \tag{4}$$

ファイバーの皮 (厚み δ_f) の部分での応力は次のように評価される。

$$\sigma_0 \approx \frac{F_c}{2\pi R_f \delta_f} \approx \frac{2\gamma}{2\delta_f} \tag{5}$$

(5)式を(1)式に代入して、 V_w がファイバーに沿って (ℓ の方向) 変化せずファイバーの径方向に直線的に変化する

とすれば

$$\frac{\partial \sigma_{\ell\ell}}{\partial \ell} \approx \frac{\sigma_0}{L_f} = \mu_w \frac{V_w}{\delta_f^2} \quad (6)$$

ここで L_f は図 7(b)に示されているようにファイバーの長さを示すので、 $V_w = dL_f / dt$ である。したがって(5)式より

$$L_f(t) = \sqrt{\frac{2\gamma\delta_f}{\mu_w} t} \quad (7)$$

となり、実験的に見出されている、ナノ構造の層の厚みが \sqrt{t} に比例することと符合する。¹³⁾

本モデルではファイバーには He がほぼ満ちていると仮定し、ファイバーの成長のためにはヘリウム粒子束に下限があるとして、1500 K では $\Gamma_{He}^{min} \approx 10^{22}$ 個/($m^2 \cdot s$)が得られ、実験値に近いと述べている。しかし閾値の振る舞いが実験的に明確に示されているわけではないので、注意が必要である。

一方、温度に関しては、高温になると脱捕捉によりバブルからの He の供給が減少する。このバランスから本モデルでは成長が停止する温度として

$$T \geq T_h \approx \frac{e(E_w - E_\mu) / \kappa}{\ln\left(\frac{V_{th} \mu R_f}{\gamma \delta_f}\right)} \quad (8)$$

を与えている。 $E_w \approx 3-5$ eV は捕捉エネルギーであり、 $V_{th} \approx 10^3$ m/s は He 原子の熱速度である。 $T_h \sim 2000$ K をこの式から得ている。実験値に近い。

以上の塑性変形モデルを検証するには、理論的には分子動力学を用いたシミュレーションが、³⁸⁾ 実験的には多様な金属においてナノ構造形成のための温度範囲と粘性係数との関係や必要な He 粒子束密度を明らかにすることであろう。文献 38)においては、せん断応力負荷条件下で He 密度増大による降伏強度の低下が示され、また W の流れは He クラスタをバブルへと合体凝縮していくことを促進することも明らかにしている。

上記モデルからは前述のようにファイバーはヘリウムでほぼ満たされていることが予想されるが、He 量の評価すると期待したほどの量ではないという報告がある。加えて、このモデルではファイバーへの He 供給はベースから行われることになるが、ファイバーのジャングルの中を He は如何にしてベースに到達できるのかという困難もある。これらの観点を満足する理論モデルが望まれるところである。³⁹⁾

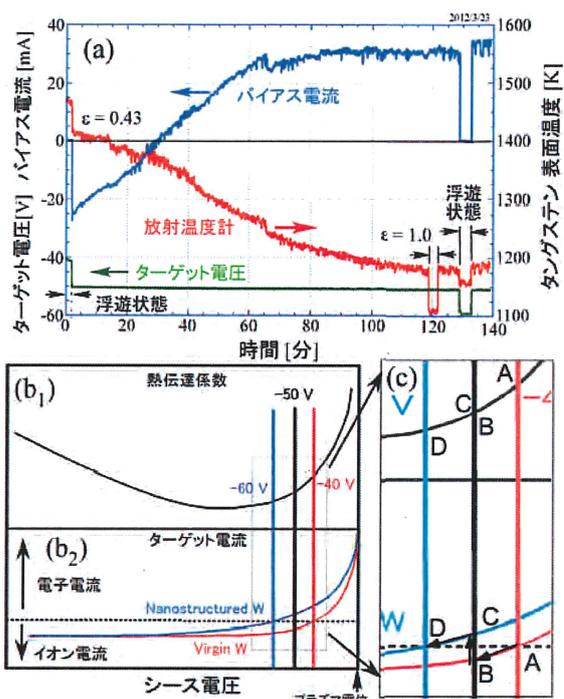


図 8 : (a) He 照射を受け始めてからナノ構造が形成されるまでのターゲットに流れる電流とターゲットの表面温度の時間変化。ターゲットは最初、電的に浮遊状態の後、-50 V の一定のバイアス電圧を加え、経過の最後の方で一時的に浮遊状態にしている。(b1) は熱伝達係数のシース電圧依存性の概容、(b2) はターゲットの電圧・電流特性の概略図を示す。⁴⁰⁾

5. ナノ構造形成タングステンの表面特性

5.1 2次電子放出の抑制

プラズマ対向壁としてプラズマと向き合う W の特性を、特にナノ構造形成がどのような効果をもたらすかという観点から次に見ていこう。図 8(a)は W ターゲットが He プラズマ照射を受け始めた時点時刻 $t = 0$ として、ターゲットに流れる電流と放射温度計で測定されたターゲットの表面温度の時間変化を示す。⁴⁰⁾ まず $t=0$ で浮遊電位が -40 V で、その時の表面温度が 1470 K。電位の基準は真空容器であるが、プラズマ電位はそれより約 +5 V 高い。この状況は(c)図の A 点に相当する。数分経過した後、ターゲットのバイアス電位を外部から -50 V に設定した時点が B 点で、イオンが優勢なバイアス電流が流れる。(b₁)に示すように熱伝達係数が下るので 1410 K と表面温度が下る。これが B 点。30 分経過するとバイアス電流が零、すなわちバイアス電位 -50 V が浮遊電位に丁度一致し、その後電子が優勢なバイアス電流に変化し、熱伝達係数すなわち入力パワーに大きな変化がないにもかかわらず温度は $t=130$ 分で 1180 K まで低下する。これが C 点に相当する。ここで再び浮遊状態にすると浮遊電位は

当初より 20 V 深い、-60 V となり、みかけの温度（分光放射率 $\varepsilon = 0.43$ ）も熱伝達係数の下がりに対応して 1160 K となる。これが D 点を表す。同じ浮遊条件で比較すると 310 K の温度低下がナノ構造形成によってもたらされる。これは、次節で紹介するように黒色化した表面からの黒体放射が著しく増加したことによる。

一方、浮遊電位の著しい低下は何を意味するのであろうか。(b₂)図に示すように浮遊電位とはターゲットに流入するイオン電流と電子電流がバランスする電位である。無損傷 W は、実験で使用されたプラズマ発生装置 AIT-PID²¹⁾の特徴であるエネルギーの高いプラズマ電子の衝撃を受けて 2 次電子を出し、正味の電子電流を減らしている⁴¹⁾、ターゲット電位を本来の -60 V より浅くしてバルクのプラズマ電子が入りやすいようにして電流バランスを取ろうとしていたのである。

しかし W 表面にナノ構造が成長すると、W ファイバーのジャングルから 2 次電子は抜け出して、プラズマの領域に出てくるのが難しくなり、⁴²⁾ 本来の浮遊電位に近づこうとして -60 V になると考えられる。すなわちナノ構造は 2 次電子放出を抑制する機能を持つことになる。⁴³⁾ 核融合の立場からは、2 次電子放出の抑制はプラズマ熱流入を抑える効果を持つので、好ましい機能が現れたということができる。

図 8(a)で時刻 120 分に放射温度計の分光放射率を 1.0 として測定したのは、この時点では分光放射率は放射温度計の検出赤外線波長 0.9 μm に対しても、無損傷 W において正しい 0.43 よりも黒体である 1.0 に近いということに基づく。従って浮遊状態での真の温度は 1100 K 以下となり、正しい表面温度低下分は 370 K にも達する。

詳しくは述べなかったが、2 次電子放出は高速電子によってもたらされるものが主要であるが、He のような希ガスイオン入射によっても放出することを確認している。⁴⁰⁾ 運動論的放出以外に He イオンの電離ポテンシャル・エネルギーを吸収してオージェ効果で放出されるものも含まれていると考えている。^{44)~46)} これらの電子の放出もナノ構造形成で抑制される。

このような電子放出は少なくとも仕事関数に相当するエネルギーを奪って行われるはずであるので、粒子バランスだけではなく、W ターゲットのエネルギー収支にも影響するはずである。この点については 5.3 節で再び議論を深めたい。

5.2 黒色化したナノ構造形成 W の全放射率の評価

これまでにも繊維状ナノ構造を形成した金属は黒色化していることを述べてきた。ここでは全放射率の定量的な評価を紹介する。そもそも高温物体からの放射はプラ

シクの放射則によって記述される。この中には分光放射率 $\varepsilon(\lambda, T)$ を含み、これは温度 T と波長 λ の関数である。プランクの式を波長にわたって積分することにより、全放射率 $e_i(T)$ を求めることができる。

$$e_i(T) = \frac{\int_0^{\infty} \varepsilon(\lambda, T) \frac{2hc^2}{\lambda^5} \frac{d\lambda}{e^{hc/\lambda kT} - 1}}{\sigma T^4} \quad (9)$$

ここで σ はシュテファン・ボルツマン定数、 h はプランク定数、 c は光速である。損傷のない W の分光放射率と全放射率は既に知られている。⁴⁷⁾ この全放射率を用いると、表面からの放射パワー密度 P_r はシュテファン・ボルツマンの関係式

$$P_r = e_i(T) \sigma T^4 \quad [\text{W}/\text{m}^2] \quad (10)$$

より求めることができる。ちなみに 1000 K での無損傷 W の全放射率は 0.14、1500 K で 0.20 である。(9)式を用いて光学的にナノ構造 W の全放射率を測定する試みが梶田等によってなされている。^{10), 48)} 本稿では電子ビームを用いて、加速電圧とターゲット電流の積から算出される既知の入力パワー P と熱電対で測定された温度 T から全放射率 $e_i(T)$ を評価した結果を紹介する。図 9 にその詳細を示す。¹⁵⁾ 横軸は W 板に入射された電子ビームパワー P であり、縦軸は板面に平行の小穴に挿入された熱電対によって測定された W のバルクの温度 T である。W 板は厚さが 1 mm と薄いので、これは表面の温度であると見なすことができる。マーク点が実験結果を示す。パワーバランスを

$$P_r = e_i(T) \sigma S T^4 + \kappa T - P_{in} \quad (11)$$

と書いて得た曲線も併せて示されている。右辺第 1 項は (12)式に相当する。 S は巨視的な幾何学的表面積である。第 2 項は熱電対を通しての熱伝導、第 3 項はターゲットから約 13cm の位置にあるプラズマ生成のための LaB₆ 陰極（温度約 1500 K）からのわずかな熱入力を表す。第 1 項以外は全体で約 10% 以下の寄与しかない。用いられた R 型熱電対は熱伝導損失を小さくするため直径 0.5 mm の極細シースのものが採用されている。

無損傷 W の P - T 特性は全放射率に関する既存のデータ⁴⁷⁾を用いて再現できることが確認された。一方、黒色化した W についても同様の実験が行われ、得られた P - T 特性を (13)式で再現するには全放射率を 1.0 にする必要があり、ナノ構造形成 W はほぼ完全黒体であることが確認された。

同じ温度を得るにはナノ構造形成 W は無損傷 W に比して約 6 倍のパワーをつぎ込まなければならないことがわかる。逆に同じパワーでは温度差は 400 K 程度になることがわかる。

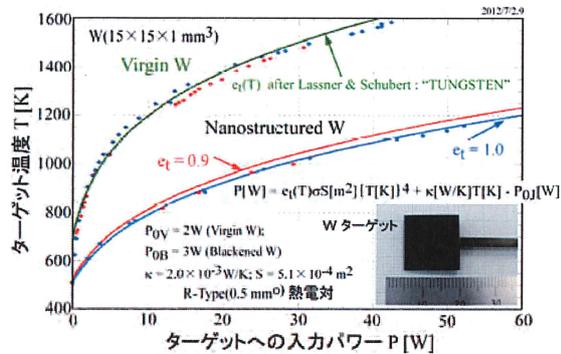


図 9: 電子ビームによる W ターゲットへの入射パワー P と R 型熱電対で測定された W の温度 T の関係。極細熱電対からの熱伝導損失とプラズマ生成用陰極からの熱入力をそれぞれ κT と P_0 としてパワーバランスに追加している。これらは互いに相殺し、全体として 10% 程度の寄与しかない。¹⁵⁾

5.3 プラズマ・シースを介しての熱伝達係数の評価

プラズマ・シースを介して固体表面に流入するプラズマ粒子パワー $P = P_e + P_i$ を電子温度 T_e とイオン粒子束 I/e の積で割って得られる無次元量を熱伝達係数 δ と定義する。すなわち

$$\delta = \frac{P_e + P_i}{T_e \cdot (I^+ / e)} \quad (12)$$

すでに図 8(b₁)に概略的な熱伝達係数のプラズマ・シース電圧依存性を示した。熱伝達係数は核融合におけるプラズマ熱流制御においては、重要な意味を持つ物理的指標である。²⁾ マクスウェル分布したプラズマの場合には、この熱伝達係数の最小をもたらすシース電圧は浮遊電位とほぼ一致し、プラズマは自ら熱絶縁性を持つと考えられている。しかしこれまで議論してきたように 2 次電子放出があったり、プラズマ粒子のエネルギー分布がマクスウェル分布からずれたりすると、この好ましい性質が破られることは、図 8 で見えてきた通りである。理解を深めるために、図 1 に示すプラズマと壁の間に形成されるプラズマ・シースの電位関係をもう一度見よう。シース電圧 $\phi_p - \phi_w$ が大きくなるとプラズマ電子は固体壁に到達できなくなり、イオンの衝撃エネルギー P_i が熱流の主体となる。一方、壁電位 ϕ_w が浅くなると、電子にとってポテンシャル障壁が低くなり、電子熱流 P_e が主要となる。壁へ衝突するイオンは持っていた運動エネルギーをすべて壁に与えるのではなく、どれだけかは反射するときに

も残す。この割合をイオンのエネルギー反射係数 R_{IE} と呼ぶ。

上述のプラズマ熱流入に加えて、入射イオンが壁表面で表面再結合して、電離ポテンシャル・エネルギーを壁に解放する分を加えた、熱伝達係数に関する簡単な評価結果を 2 電子温度 He プラズマに対して、高温電子成分の割合をパラメータに示したのが図 10 である。⁴⁹⁾ ただし、ここでは $R_{IE} = 0$ 、すなわちイオンの衝撃エネルギーはすべて壁に吸収されると仮定している。

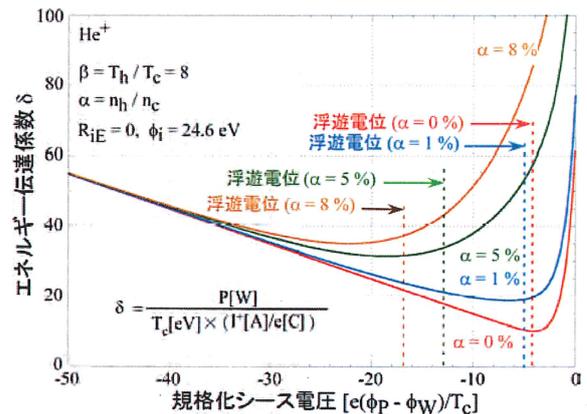


図 10: 二電子温度プラズマに対するエネルギー伝達係数 δ の規格化シース電圧依存性に関する単純な理論。 ϕ_i は He の電離ポテンシャル。イオンのエネルギー反射係数 R_{IE} は 0 と仮定している。パラメータ α は高温電子成分の割合。

では実際にはどうなのだろうか。その結果を、ナノ構造形成 W と無損傷 W の両方において高エネルギー電子成分を含む非マクスウェル分布 He プラズマに対して実験的に求めた結果が図 11 である。⁴⁹⁾ まずナノ構造形成 W に注目すると、図 10 の中の高温電子密度比 $\alpha \sim 5\%$ の曲線と比較的良く一致している。ただし、 R_{IE} は 0 ではなく、0.25 程度と評価される。 R_{IE} は別にデータ・ベースがあり He \rightarrow W の垂直入射に対しては問題にしているエネルギー範囲で 0.38 \sim 0.45 程度である。⁵⁰⁾ この値と比較すると小さくなっている。この理由は、表面のナノ構造の存在によると考えている。すなわちファイバーに何回か入射イオンが衝突して十分にその運動エネルギーを壁に与える可能性が増加するためと考えられる。

無損傷 W の熱伝達特性はどうであろうか。イオンのエネルギー反射係数 R_{IE} は 0.55 程度とやや大きい。これは斜め入射の効果を考慮すると、上述の文献値から大きく逸脱しているわけではなさそうである。問題なのは全シース電圧にわたってナノ構造形成 W の熱伝達係数 δ の値の約半分程度になっている点である。一つには R_{IE} が 2 倍になっているのでイオンの熱流束が半分近くになっていることが原因の一つである。浅いシース電圧で電子熱

流束が主要な領域でも開きが大きい。2次電子放出に伴ってWから仕事関数(4.5eV)だけエネルギーをWから奪い取るので冷却されることを考慮する必要がある。これは電子熱流領域で δ を低下させる方向に働く。オージェ効果による電子放出に対しても同様である。これらを考慮しても両者の差はまだ残りそうである。

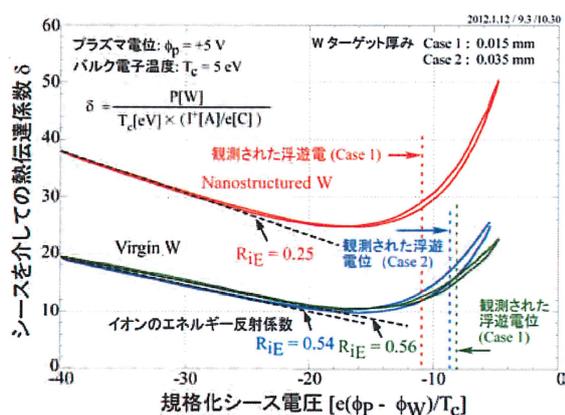


図 1 1 : プラズマ・シースを介しての熱伝達係数の規格化シース電圧依存性。対象としたターゲットは無損傷 W とナノ構造が形成された W。He プラズマは低温電子温度が 5 eV、高温電子温度は 30 eV。高温電子成分の割合は 8% 程度。高温電子成分のエネルギー分布はマクスウェル分布ではなく、100 eV 以上のエネルギーの電子がない、エネルギー・カットオフのある分布。⁴⁹⁾

5.1 その他の諸特性

プラズマ・シースを介しての熱伝達特性は前節で詳述したところである。一方、繊維状ナノファイバーが密集している“fuzz”と呼ばれている層をサブサーフェイスとみなして、その層の熱伝導度特性を「プラズマ熱負荷」条件で求めた例はまだなさそうである。1 ms 程度の時間幅のパルス・レーザー光照射によって無損傷 W では表面が溶融しない程度のパワーでも“fuzz”層の先端部が溶融している例が 2.1 節で紹介したバブル・ホールの場合と同様に調べられており、実効的熱伝達係数が無損傷バルク W のそれより桁違いに小さくなっているようである。¹²⁾ やはりプラズマでのパルス熱負荷によるサブサーフェイスの熱伝導実験が望まれるところである。何故ならば細かい議論になるかもしれないが、サブサーフェイスへの光子の入り方とプラズマ粒子の入り方が異なるのではないかという危惧からである。

次に物理スパッタリング収率への影響に注目する。おもしろいことに図 12 に示すように収率が格段に減少することである。⁵¹⁾ 2次電子が繊維状ファイバーのジャングルから抜け出せないのと同様に、スパッタされた W 原子がファイバーにひっかかって再付着し出てこれないという解釈で良さそうである。^{40), 51), 52)} その時点での

W の SEM 断面図と上面図を図 13 に示している。元来のナノ構造 W のそれらである図 4 と比較されたい。

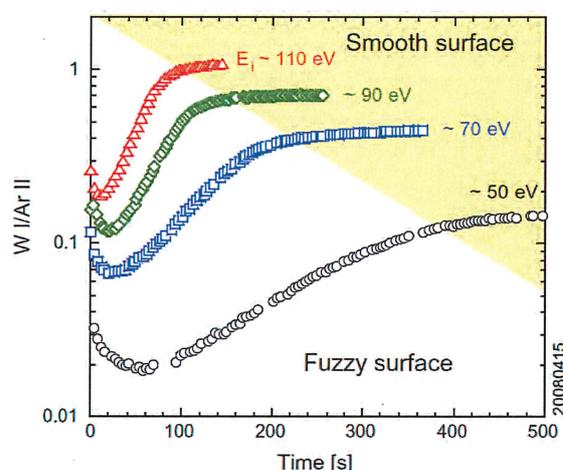


図 1 2 : Ar によるナノ構造形成 W のスパッタリング特性。スパッタリングに伴う原子発光線 WI (波長 429.4 nm) 強度とイオン線 ArII (波長 434.8 nm) 強度の比の時間依存性。パラメータは Ar イオンの衝撃エネルギー。時間的に変化しなくなった部分が平らな W 表面からのスパッタリングに相当する。ArII で規格化しているのはプラズマパラメータの変動を相殺するためである。⁵¹⁾

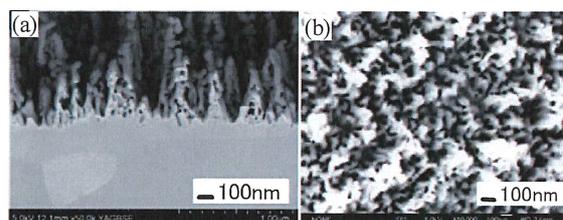


図 1 3 : スパッタリング収率が極小になる時点におけるナノ構造形成 W の断面図 (a) と上面図 (b) の SEM 写真。⁴⁰⁾ 元来のナノ構造 W の SEM 画像である、図 4 と比較されたい。

三番目の特性は大きなプラズマ熱衝撃に対する応答である。プラズマ銃という高いイオン温度を持つプラズマ塊を打ち出し W 表面にぶつける装置を用いて行われている。このようなプラズマ塊を無損傷 W にぶつくと、熱衝撃によって無損傷 W にわれ目(クラッキング)が入るのに対し、同じプラズマ衝撃条件下においてナノ構造 W はクラッキングが現れない耐性を示す。^{53), 54)} この特性や、前述のスパッタリングの抑制、黒体輻射冷却の向上、2次電子放出抑制による浮遊電位が浅くなること⁵⁵⁾を防ぐ特性などは核融合にとって望ましい特性と言える。

これらの特性に反して核融合にとって望ましくない特性も残念ながらある。それは繊維状ナノ構造形成 W がプラズマと向き合った時に発生する単極アーク⁵⁶⁾の誘発で

ある。^{57), 58)} 単極アークとはプラズマと向き合う壁が局所的陰極と大局的陽極の両方を兼ねる特有の放電形態である。²⁾ 真空アークや核融合プラズマ発生装置において、そのアーク痕跡より発生が認められ、比較的良好に知られているが、制御された形で単極アークを発生させることは大変難しいことであった。しかし最近、本解説で対象にしている繊維状ナノ構造形成Wにプラズマを介して局所的にレーザー照射すると、照射点から単極アークがスタートすることが認められた。⁵⁷⁾ レーザーによってナノファイバー先端が熱せられ、プラズマ熱流とシース電界とが相俟って、ショットキー効果を含む熱一電界効果による局所的電子放出が、単極アークをトリガーしていると考えられる。W表面の陰極点から電子が放出されてプラズマ側へと加速される。一方、プラズマ電子がイオンよりもやや過剰にW板全体に戻ってくることで回路が閉じる。²⁾ このような単極アークはWの溶融・蒸発をもたらす、閉じ込められた高温核融合プラズマにとってZ=74のような高い原子番号の不純物は著しい放射をもたらす、プラズマを冷却してしまうので、その混入が極めて忌み嫌われるところである。しかし、放電物理の観点からは、⁵⁹⁾ いわゆるレトログレード運動といって $j \times B$ と逆方向にアーク・スポットが移動し、斜め磁場の場合に「鋭角の原理」に従って表面上ある角度を持つこと、⁶⁰⁾ エクトンと呼ばれる夥しい量の電子放出、⁶¹⁾ それからアーク痕のフラクタル次元の解析⁶²⁾など、この伝統的な分野に新風が吹き込まれている。

ナノ構造形成金属はその特異な表面形態を利用して、産業応用も考えられよう。フラットな面に比して表面積が桁違いに大きくなるので、触媒としては使えないか。この場合はWも良いがPtやTiであれば可能性は広がるであろう。⁶³⁾ WO₃はそのバンドギャップがTiO₂より狭いため、可視光特性がよくなるという観点から最近注目されているようである。ナノ構造の高い光吸収特性を利用して太陽熱発電のための太陽熱吸収体として用いられるかもしれない。ナノファイバーは基板の金属から容易に削ぎ落とすことができるので、その1本1本を用いて、電子放出体としての機能を持たせることができるかもしれない。

5. まとめ

Wを中心に金属へのHe照射損傷の一つとしての繊維状ナノ構造について、その形態、温度履歴効果、プラズマ・アニーリング効果、熱的特性等についてまず述べ、それらに基づいてファイバーの形成機構の代表的な理論を

紹介した。Heが金属中でバブルを形成することはよく知られていたが、それが何故繊維状に伸展していくかについては、単なる塑性変形を越えた、粘性流体的な扱いが功を奏しているように見える。狭い専門領域だけではなく、近接する学問領域にまたがる視野が必要ではないだろうか。このモデルはファイバーの成長時間、成長のための表面温度範囲、異種金属での可能性についても指針を与えるものである。しかしすべてを説明できるわけではないので、更なる展開が望まれる。

一方、ナノ構造形成はHe効果によるものだけではなく、多様な原因で類似の構造が金属半導体材料に見られてきているので、簡単にこれらについても触れた。両分野が互に関心を共有することによって新しい学問分野形成への刺激になれば幸いである。

第5節ではプラズマと向き合った繊維状ナノ構造を持つ金属の興味深い表面特性について幾つか指摘した。特に核融合エネルギー開発にとって、Wはプラズマ対向高熱流機器材料の本命と考えられているので、取り上げた現象に多くの関心が寄せられている。何故なら損傷をもたらすHeは核融合反応生成物の一つだからである。その中でも黒体放射による表面冷却効果の増大、2次電子放出の抑制、物理スパッタリング収率の低下、熱衝撃クラッキング耐性の向上は核融合炉に用いられるプラズマ対向壁としては好ましい特性であるのに対して、サブサーフェイスとして、熱伝導の低下と単極アークの誘発は、危惧されている性質であることを指摘した。成長の抑制には炭素薄膜が有効であることにも触れた。一方で、この特異な表面形態を逆手に取って、産業応用への可能性についても言及した。

謝辞

本研究は著者(高村)が共著者と共に名古屋大学在職時代から現愛知工業大学在職にわたっての研究に基づくものを中心にまとめたものである。日本学術振興会科学研究費補助金基盤研究(B)(20360414)、挑戦的萌芽研究(23656578)ならびに日本私立学校振興・共済事業団学術研究振興資金の援助で行われた。また、中国科学技術大学の叶民友教授、米国UCSDの西島大輔博士、兵庫県立大学菊地祐介准教授、米国UCSDのKrashennikov教授、東京理科大学の高橋昭如准教授には、種々の側面から議論していただいた。

本解説を書くにあたって、チャンスを与えていただいた筑波大学プラズマ研究センター片沼伊佐夫准教授と異分野での類似形態の指摘をしていただいた物理学会編集委員会に感謝致します。九州大学田辺哲朗教授には類似

現象に関する資料を多く載せました。ここにお礼申し上げます。

本稿は、著者の好みの角度から紹介したものであり、決して一般的、網羅的と言えない部分があり、至らない点は著者の非力の故であり、この点についてはご容赦願いたい。

参考文献

- 1) V. Philipps : J. Nucl. Mater. **415** (2011) S2.
- 2) 高村秀一: 「境界領域プラズマ理工学の基礎」 (森北出版, 東京, 2010) .
- 3) 吉田直亮, 森下和功, 岩切宏友, 高村秀一, 長谷川晃, 武藤俊介: 小特集「核融合材料のヘリウム損傷」, プラズマ・核融合学会誌 **81** (2005) pp.12-47.
- 4) 高村秀一: 「低エネルギー高粒子束ヘリウム/重水素プラズマ照射によるタングステン表面のメソスケール損傷」, プラズマ・核融合学会誌 **81** (2005) 25.
- 5) 森下和功: 「金属における低エネルギーヘリウムイオン照射効果」 ; プラズマ・核融合学会誌 **81** (2005) 13.
- 6) A. Takayama, A.M. Ito, S. Saito, N. Ohno and H. Nakamura : “First-Principle Investigation on Trapping of Multiple Helium Atoms within a Tungsten Monovacancy”, accepted for publication in Jpn. J. Appl Phys.
- 7) S. Sharafat, A. Takahashi, K. Nagasawa, N. Ghoniem : J. Nucl. Mater. **389** (2009) 203.
- 8) D. Nishijima, M.Y. Ye, N. Ohno and S. Takamura : J. Nucl. Mater. **329-333** (2004) 1029.
- 9) M.Y. Ye, S. Fukuta, N. Ohno, S. Takamura, K. Tokunaga and N. Yoshida : J. Plasma Fusion Res. SERIES **3** (2000) 265.
- 10) S. Kajita, N. Ohno, S. Takamura, W. Sakaguchi and D. Nishijima : Appl. Phys. Lett. **91** (2007) 261501.
- 11) S. Takamura, N. Ohno, D. Nishijima and S. Kajita : Plasma Fusion Res. **1** (2006) 051.
- 12) S. Kajita, S. Takamura, N. Ohno, D. Nishijima, H. Iwakiri and N. Yoshida : Nucl. Fusion **47** (2007) 1358.
- 13) M.J. Baldwin and D.P. Doerner : Nucl. Fusion **48** (2008) 035001.
- 14) M.Y. Ye, S. Takamura and N. Ohno : J. Nucl. Mater. **241-243** (1997) 1243.
- 15) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno : “Cooling Characterization and Mitigation of He-Defected Tungsten with Nanostructured Surface”, 24th Fusion Energy Conf. EX P5-06, 8-13 October 2012, SanDiego, USA.
- 16) S. Kajita, W. Sakaguchi, N. Ohno, N. Yoshida and T. Saeki : Nucl.Fusion **49** (2009) 095005.
- 17) 岩切宏友: プラズマ・核融合学会誌 **81** (2005) 19.
- 18) 吉田直亮: プラズマ・核融合学会誌 **81** (2005) 31.
- 19) S. Kajita, T. Saeki, Y. Hirahata and N. Ohno : Jpn. J. Appl. Phys. **50** (2011) 01AH02.
- 20) S. Kajita, T. Saeki, N. Ohno, M. Tokitani, T. Hatae and W. Sakaguchi : J. Nucl. Mater. **417** (2011) 838.
- 21) S. Takamura : IEEJ Trans. E.E. Eng. **7(S1)** (2012) S19.
- 22) 庭瀬敬右: 特集: ビーム誘起・励起効果, 「電子線照射による金属表面ナノ構造の自己組化」, 顕微鏡 **41** (2006) 160.
- 23) S. Takeda, K. Koto, S. Iijima and T. Ichihashi : Phys. Rev. Lett. **79** (1997) 2994.
- 24) N. Nitta, M. Taniwaki, Y. Hayashi and T. Yoshiie : J. App. Phys. **92** (2002) 1799.
- 25) J.H. Evans : Nature **229** (1971) 403.
- 26) K. Krishan : Nature **287** (1980) 420.
- 27) S. Habenicht, W. Bolse, K.P. Lieb, K. Reimann and U. Geyer : Phys. Rev. B **60** (1999) R2200.
- 28) G.W. Lewis, G. Kiriakides, G. Carter and M.J. Nobes : Surf. Interface Anal. **4** (1982) 141.
- 29) L. Tanovic, N. Tanovic, G. Carter, M.J. Nobes, C. Cave and N. Al-Ouadi : Vacuum **45** (1994) 929.
- 30) D.K. Goswami, K. Bhattacharjee and B.N. Dev : Surf. Sci. **564** (2004) 149.
- 31) S. Takamura, T. Miyamoto, Y. Tomida, T. Minagawa and N. Ohno : J. Nucl. Mater. **415** (2011) S100.
- 32) G.M. Wright, D. Brunner, M.J. Baldwin, R.P. Doerner, B. Labombard, B. Lipschultz, J.L. Terry and D.G. Whyte : Nucl. Fusion **52** (2012) 042003.
- 33) S.Takamura and T. Miyamoto : Plasma Fusion Res. **6** (2011) 1202005.
- 34) S. Kajita, N. Yoshida, R. Yoshihara, N. Ohno, T. Yokoshi, M. Tokitani and S. Takamura : J. Nucl. Mater. **421** (2012) 22.
- 35) T. Miyamoto, S. Takamura and H. Kurishita : Plasma Sci. Technol. **15** (2013) 161.
- 36) S.I. Krasheninnikov : Phys. Scr. **T145** (2011) 014040.
- 37) J.P. Barbour : Phys. Rev. **117** (1960) 1452.
- 38) S.I. Krasheninnikov et al. : “On Edge Plasma, First Wall, and Dust Issues in Fusion Devices”, 24th Fusion Energy Conf., TH/3-2, 8-13 October 2012, San Diego, USA.
- 39) S.I. Krasheninnikov: private communication.
- 40) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno : Nucl. Fusion **52** (2012) 123001.
- 41) K. Inai, K. Ohya, G. Kawamura and Y. Tomita : Contrib. Plasma Phys. **50** (2010) 458.
- 42) J. Kawata and K. Ohya: J. Plasma Fusion Res. **70** (1994) 84.

- 43) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno : Plasma Fusion Res. **5** (2010) 039.
- 44) H.D. Hagstrum : Phys. Rev. **104** (1956) 309.
- 45) P. Mahadevan, J.K. Layton and D.B. Medved : Phys. Rev. **129** (1963) 79.
- 46) F.M. Propst and E. Leuscher : Phys. Rev. **132** (1963) 1037.
- 47) E. Lassener and W.D. Schubert : “Tungsten”, Kluwer Academic/Prenum Publisher, New York, 1999.
- 48) S. Kajita, N. Ohno, T. Yokochi, N. Yoshida, R. Yoshihara, S. Takamura and T. Hatae : Plasma Phys. Control. Fusion **54** (2012) 105015.
- 49) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno : “Power Transmission Factor for Tungsten Target w/wo Fiber-Form Nanostructure in He Plasmas with Hot Electron Component using Compact Plasma Device AIT-PID”, accepted for publication in Fusion Science and Technology.
- 50) 自然科学研究機構核融合科学研究所、原子・分子データ・ベース : <http://dbshino.nifs.ac.jp/index-j.html>
- 51) D. Nishijima, M.J. Baldwin, R.P. Doerner and J.H. Yu : J. Nucl. Mater. **415** (2011) S96.
- 52) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno : “Outstanding Properties of Tungsten Material with Fiber-form Nanostructured Subsurface for the Wall of Fusion Reactor.”, Proc.38th EPS Conf on Plasma Phys. O1-302, 27 June – 01 July 2011. Strasbourg, France.
- 53) D. Nishijima, Y. Kikuchi, M. Nakatsuka, M.J. Baldwin, R.P. Doerner, M. Nagata and Y. Ueda : Fusion Sci. Technol. **60** (2011) 1447.
- 54) Y. Kikuchi, D. Nishijima, M. Nakatsuka, K. Ando, T. Higashi, Y. Ueno, M. Ishihara, K. Shoda, M. Nagata, T. Kawai, Y. Ueda, N. Fukumoto and R.P. Doerner: J. Nucl. Mater. **415** (2011) S55.
- 55) A. Bergmann : Nucl. Fusion **42** (2002) 1162.
- 56) A.E. Robson and P.C. Thonemann : Proc. Phys. Soc. **73** (1959) 508.
- 57) S. Kajita, S. Takamura and N. Ohno: Nucl. Fusion **49** (2009) 032002.
- 58) M. Tokitani, S. Kajita, S. Masuzaki, Y. Hirahata, N. Ohno, T. Tanabe and LHD Experiment Group : Nucl. Fusion **51** (2011) 102001.
- 59) S. Kajita, N. Ohno, N. Yoshida and S. Takamura : “Tungsten Erosion by the Initiation of Unipolar Arcs in Nuclear Fusion Devices”, 30th ICPIG A3, August 28th ~ September 2nd, 2011, Belfast UK.
- 60) R.L. Boxman and V.N. Zhitomirsky: Rev. Sci. Instrum. **77** (2006) 021101.
- 61) S.A. Barengolts, G.A. Mesyats and M.M. Tsventoukh : Nucl. Fusion **50** (2010) 125004.
- 62) S. Kajita, N. Ohno, S. Takamura and Y. Tsuji : Phys. Lett. A **373** (2009) 4273.
- 63) S. Kajita, T. Yoshida, D. Kitaoka, R. Etoh, M. Yajima et al.: J. Appl. Phys. **113** (2013) 134301.