

ヘリウム・プラズマ照射によって誘起された金属表面の 繊維状ナノ構造形成機構に関する考察

Review for Physical Mechanism of Fiber-form Nanostructure Growth on Metal Surfaces
induced by Helium Plasma Irradiation

高村 秀一[†]
Shuichi TAKAMURA[†]

Abstract Fiber-form nanostructure on tungsten surface induced by helium plasma exposure found for the first time by the author has a fuzzy surface morphology so that the physical mechanism on its growth is widely attracted by many researchers in addition to a new worry in plasma-surface interaction in magnetic confinement fusion energy development. Experimental, theoretical and numerical simulation approaches are developed in these more than ten years. However, we do not obtain definitive explanation for this interesting phenomenon. The author has developed a special experimental technique –flux gradient method – which converts time evolution of growth to a spatial extension on substrate. It reveals that a loop-like structure would be a precursor for fuzz formation on tungsten as well as molybdenum surfaces. The importance of shear modulus of tungsten with helium content and its temperature dependence was identified as an essential key for fiber-form nanostructure formation. The meaning of temperature band for the formation is discussed, pointing out a competition between formation and annihilation of fibers near the upper limit of temperature band for the formation.

1. はじめに

核融合エネルギー開発研究において、国際協力により進行中の ITER (国際熱核融合実験炉) の運転が視野 (プラズマ点火: 2025 年 12 月に予定) に入中、ようやく発電を実証する原型炉を展望する段階に入ってきたが、原型炉を構想する中で多くの課題も顕在化してきた。熱・粒子制御はその中の一つである^{1,2)}。特にダイバータにおいては過酷なプラズマ熱・粒子負荷環境において、固体材料としては高融点金属、主としてタングステン(W)を採用せざるを得ない。また、W への中性子照射に伴う崩壊熱や副産物としてのレニウム (Re) の生成にも注意を払う必要がある。一方、第一壁、ブランケット・アーマーとしてはフェライト鋼が候補材料として挙げられ、鉄 (Fe) 化合物にも留意しなければならない。

そもそも重水素と三重水素の核融合反応生成物であるヘリウム (He) 灰はダイバータ・プラズマ領域では 10% 程度の粒子組成を持つと考えられている。従って上記の W を中心とする各種金属と He プラズマとの相互作用にも十分配慮する必要がある。持続する核融合反応で発電中の炉周辺プラズマにおいては、ダイバータへの熱負荷軽減のために、周辺部に不純物を投入し放射冷却が必須とも言われている。不純物としてはネオン等の希ガスや窒素ガス等が想定され、初期実験が行われる中、このような放射体と W との相互作用^{3,4)}にも配慮する必要がある。

熱化した低エネルギーの He プラズマと W の相互作用によりミクロン・サイズのバブル/ホール形成が 1990 年代後半に実験的に明らかにされ、ダイバータ表面温度は原型炉において十分 2000 K 程度を超えるため、重照射によって W 表面は大きな損傷を想定せざるを得ない。図 1 にその典型的な損傷例を示す。ITER の運転において、その端緒が実証されるであろう。我々の詳細な基礎実験

[†] 愛知工業大学 総合技術研究所 (豊田市)

において、入射 He イオンが W 内部に入り、He バブルを形成されるための表面障壁ポテンシャル・エネルギーは 6 eV 前後であることが同定された⁵⁾。このあたりの事情に関してはプラズマ・核融合学会誌の小特集「核融合炉材料のヘリウム損傷」⁶⁾にまとめられている。固体内結晶転移のループパンチングによるバブル形成は、1980年代より知られている⁷⁾、最近、繊維状ナノ構造形成の絡みで分子動力的 (MD) 数値シミュレーションにより再考されている⁸⁾。表面のホール形成に関しては運動論的モンテカルロ・シミュレーション⁹⁾により見事に実験が再現されているのではないかと。

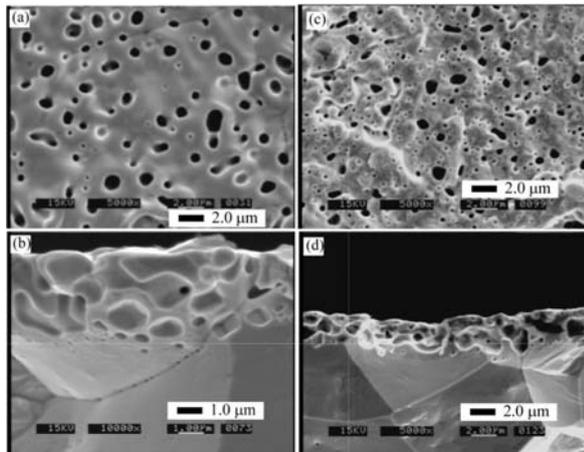


図 1. ヘリウムプラズマ重照射により、PM-W 表面に形成されたバブル/ホール。(a)と(b): $T = 2100$ K, $E_{He} = 30$ eV, $\Gamma_{He} = 3.7 \times 10^{23}$ $m^{-2}s^{-1}$, $\Phi_{He} = 2.6 \times 10^{27}$ m^{-2} . (c)と(d): $T = 2200$ K, $E_{He} = 15$ eV, $\Gamma_{He} = 8.3 \times 10^{22}$ $m^{-2}s^{-1}$, $\Phi_{He} = 6.2 \times 10^{27}$ m^{-2} . (a)と(c) SEM 上面図、(b)と(d) 断面図。

国際トカマク物理活動 (ITPA) の議論の中では上記表面温度範囲が高過ぎるという、原型炉を認識していない批判の下に、実験的に W 表面温度を低下させていく中で遭遇した繊維状ナノ構造形成¹⁰⁾は興味深く、2年後のUCSD グループの確認¹¹⁾後、驚くべき展開を見せた。しかし、発見の契機は1990年代後半に既に在った¹²⁾ことをもう一度強調しておきたい。その後梶田氏を中心とする名大グループが詳細な観察を行い、九大の吉田教授と共に繊維状ナノ構造について経験的な成長過程を描いている^{13,14)}。一方、最近ではW原子と He 原子について量子力学的に第一原理計算を用いて、He 原子が複数個入ることによるポテンシャル・エネルギーの低下が評価¹⁵⁾されたり、W原子のポテンシャル・エネルギーをMD数値シミュレーションに組み込み、上位階層の運動論的動力学と連結して、ナノ構造をコンピュータ上で再現する野心的な取り組みが核融合研と名工大の共同研究として展開されている¹⁶⁾。実験の立場からすると、実験的に明白になっている事実、例えば、繊維状ナノ構造に発展して

いくために必要なHeイオンの入射エネルギーが前述の6 eVではなく、20 ~ 30 eVと相当に高い¹⁷⁾、といった個別課題に的を絞った数値シミュレーションは成長の物理機構解明の観点から、学術的にも価値が高く、かつ全体構造の再現に至る本質を提供してくれるのではないだろうかと考えている。また、成長だけでなく、He照射のない高温でのアニール過程にも目を向けてもらおうと興味深いのではないだろうか。

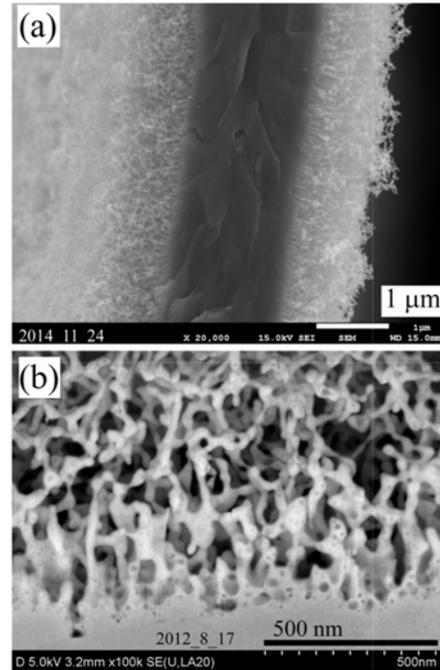


図 2. 粉末焼結タングステン表面に形成された繊維状ナノ構造の典型的な FE-SEM 画像²¹⁾。(a) 元の厚さ 3 mm のタングステン箱両表面に形成されたファズの破断面。He イオン粒子束密度: $\Gamma_{He} = 3.0 \times 10^{21}$ $m^{-2} \cdot s^{-1}$, He イオン・フルーエンス: $\Phi_{He} = 2.2 \times 10^{25}$ m^{-2} , スタート時点での表面温度: $T_{start} = 1270$ K, 入射 He イオン・エネルギー: $E_{He} = 105$ eV. (b) CP (Cross-sectional Polisher) 法によって得られたナノ構造タングステン断面の斜め観察像。

2. タングステン表面に形成される繊維状ナノ構造研究の急速な発展とモデリング

さて、本稿ではUCSDのKrasheninnikov教授やSmirnov博士との議論や彼らの論文^{18,19,20)}の知見をベースに著者の実験に基づく考え方を提示したい²¹⁾。図2はW表面に形成された典型的な繊維状ナノ構造である。図2(a)は元の厚みが3 μm のW箱の両面に形成されたナノ構造 SEM 画像である。低倍率のSEMでは、この綿毛状の構造故にファズ(fuzz)と略称されることも多い。ファズの厚みを含めると4 μm 強に膨れ上がっている。また、まだ損傷を受けていないと思われる黒く映っているベース部

ヘリウム・プラズマ照射によって誘起された金属表面の繊維状ナノ構造形成機構に関する考察

分は 1.5 μm 程度に減少している。He プラズマ照射条件の詳細は図の説明を参照されたい。図 2 (b) は比較的高倍率 (10 万倍) で得られた断面斜め観察像である。ベース部分のみならず入り組んだ繊維の中にもナノバブルが連なっていることに注意しよう。ファズ層成長に伴う厚み変化は \sqrt{t} の時間依存性があることが知られている^{11, 22)}。拡散律速過程と関連付けられ、拡散の活性化エネルギーが 0.7 eV と評価されている。この事実は成長過程を考えるヒントになっているが、どこまでも伸びつけて飽和がないということでのよいのか疑問が残る。一方でこの依存性が、提案されている理論や数値シミュレーションの妥当性の判定基準として採用されている例もある^{16, 18)}。

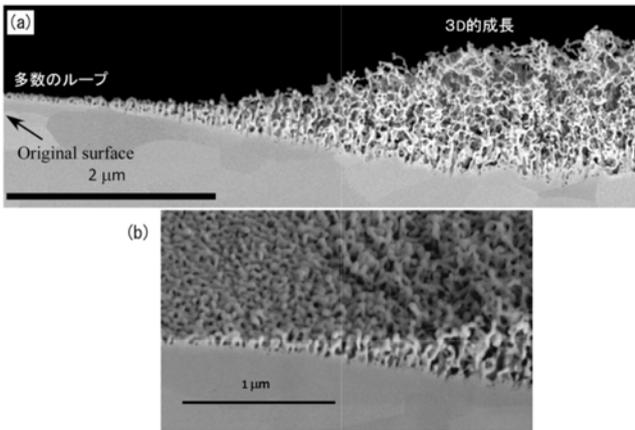


図 3. イオン粒子束勾配法によって得られた、ヘリウム・プラズマ照射・非照射境界付近のタングステン断面 FE-SEM 画像²¹⁾。断面は CP 法で作成された。左側がヘリウム・プラズマ照射の無い元表面に相当する。左から右に向かってイオン粒子束が空間的に増加する。(a) ファズ成長に相当する断面像。照射量の少ない左の領域では多数のループ構造が見られる。右側へ行くほど成長が進み、三次元的に絡み合った構造に発展する。一方でタングステン・ベース近傍ではナノバブルが見られる。(b) 境界付近のループの密集している領域から右に進むとループが切れてタングステン繊維が伸展し始めている。

さて、成長過程を実験的に明らかにするには、照射時間を変えて多数の照射試料を調べるのが標準的な手法である^{13, 14)} が、我々は W の一部を W 薄板で覆うことによって、微視的に入射 He 粒子束を空間的に変化させることを利用して、一度の照射で、時間経過を空間的展開に変換する試みを行った²³⁾。イオン粒子束勾配法と名付けた。この手法によって特に初期段階の構造変化を図 3 に示すようにつぶさに観察することが可能となった。本手法に関しては、PIC シミュレーションによってその特性が調べられた²⁴⁾。もちろん断面のみならず上面の FE-SEM 観察からの情報も多く、ホール形成が進展してナノ壁が作られて、その壁面に He バブルが貫通孔を通し、ループ状

の構造が生み出され、ループが破裂・分岐して繊維状の複雑なネットワークになっていくことが明らかになった。図 3 は W の場合であるが、モリブデン (Mo) やニッケル (Ni) においても表面温度は違うものの同様の過程を経ることが確かめられた。更に損傷を受けた W は元表面より深部に迄及び、これらが繊維状に成長し、そのファズ層の先端レベルは元表面の高さを超えるものであることも明らかである。この事実は図 2 (a) の FE-SEM 観察と矛盾がない。実験的知見をまとめると図 4 に示す成長過程を描くことができる。詳細は図の右手に①～⑨の過程に分解して説明されている。

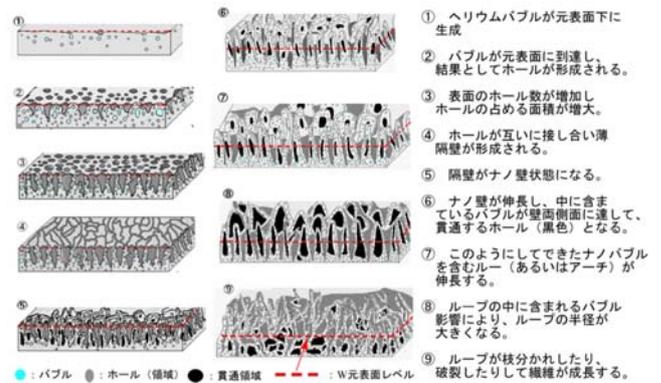


図 4. イオン粒子束勾配法で得られた知見を基に、実験的に推定された、金属表面に形成される繊維状ナノ構造成長過程の概念図²¹⁾。ヘリウム・バブルの表面への輸送に伴って形成された多数のホールが、先駆体として位置づけられたループ状の構造を生み出し、立体的で複雑な繊維の交錯するネットワークに伸張していると考えられる。

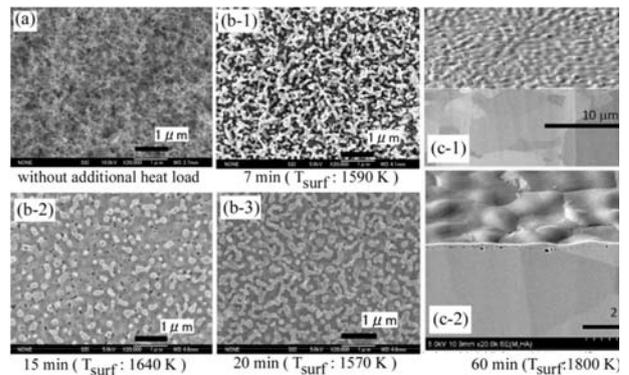


図 5. 粉末焼結タングステン表面に形成されたファズ(a)に 20 eV 以上のエネルギーを持つヘリウム・イオンが照射されない状況で、主としてプラズマ電子加熱により 1600 K 前後に昇温する(b)とタングステン繊維からヘリウムが脱離して繊維は縮減する²⁵⁾。更に高温 (1800 K 程度) で 1 時間アニールすると(c)に示すように繊維は完全に消失する²⁷⁾。ただ、表面近くのナノバブルはこの段階では残存している。

表 1 種々金属の物性値とナノ構造成長との関係

Z	Material	Crystal Structure	Melting Point [K]	Shear Modulus [Gpa] **	Nanostructure Growth *	Temperature Range $\Delta T/T_m$
74	Tungsten (W)	bcc	3695	161	○	0.27 - 0.5
75	Rhenium (Re)	hcp	3459	178	○	0.36
42	Molybdenum (Mo)	bcc	2896	126	○	0.28 - 0.36
73	Tantalum (Ta)	bcc	3290	69	●	~0.29
28	Nickel (Ni)	fcc	1728	76	○	~0.37
26	Iron (Fe)	bcc, fcc	1811	82	○	0.44 - 0.50
22	Titanium (Ti)	hcp	1941	41-44	□	0.26 - 0.44

* ○: 十分成長した繊維状ナノ構造 ●: 成長が相対的に遅く、十分なヘリウム・フルーエンスが必要

□: 表面温度の違いによる、二種類のナノ構造

** ヘリウム原子・クラスターの含有を考慮しない室温での値

ΔT : ナノ構造成成のための温度範囲

成長の一方で、He イオン照射を停止するとファズ形態はどのようになるのか。通常、室温に戻して保管・観測するのであるが、室温ではその形態はほとんど変化しない。試料温度を真空中で再結晶温度以上に昇温すると、図 5 (b) に示すように、水飴が縮こまるように、He が脱離して繊維は短くなり^{25, 26}、更に高温迄アニールすると同図 (c) に示すように、表面に凹凸を残すものの表面上の繊維構造は消失し、表面下 100 nm 程度の深さにナノバブルを残すのみとなる²⁷。同図 (b) の表面形態はトカマク装置で初めて観測されたファズに類似しているのは示唆的で興味深い²⁸。ファズ形成のための上限温度付近では、アニリング実験で示されるようにファズの形成と消滅の競合が生じていると考えられる。形成に関与する He イオン粒子束が少なくなれば、上限温度は下がることになる。逆もまた真なりである。W の場合、下限温度は 1000 K 程度であるが上限温度はイオン粒子束密度が大きい場合は 2000 K と言われているが、低い粒子束密度下では数百 K 程度低下する。Mo の場合には、この上限温度 (~1050 K) 近くにおいて、空間的に成長して残っている領域とアニールで消滅しつつある島状の領域が混在している表面形態が観察されている²⁹。ちなみに下限温度は 800 K 程度である。以上の成長と消滅過程を見てゆくと、ファズを作り上げている金属はあたかもバブルを含む粘弾性流体のような挙動を示す。Krasheninnikov 教授は図 6 に示すような成長モデルを提案した¹⁸。基盤に作られた He バブルが W を押し上げて伸長する。一方繊維の先端部ではこれらの応力により歪んだ W 結晶が He バブルの形成を促進し、さらに押し上げてゆく。この場合に重要なのは剪断応力によるずれを特徴づける金属の剛性率 (shear modulus) であろう。表 1 には高融点金属を含む種々の金属の室温での剛性率等の物性値をまとめている²¹。剛性率の大きい W, Re, Mo では繊維状ナノ構造が容易に観測されていることに注意してほしい。

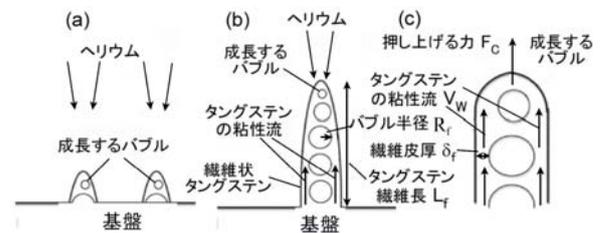


図 5. タングステン表面に形成される繊維状ナノ構造の成長に関して提案された Krasheninnikov モデル¹⁸。

UCSD グループは更にモデルを進展させ、剪断応力により W がスリップし始める応力の温度依存性を W 中の He 含有割合をパラメーターにして MD シミュレーションを駆使して求めている¹⁹。図 7 に彼らの成果の一端を示す。また剪断応力場での He バブル形成促進をも彼らは MD で確認している²⁰。

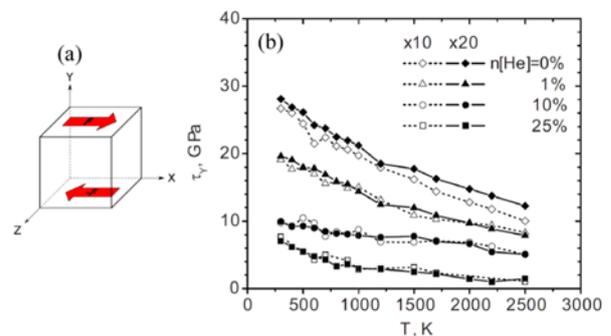


図 7. Smirnov・Krasheninnikov が行った、ヘリウム原子を含むタングステンの剪断応力に関する分子動力学数値シミュレーション結果¹⁹。(b)の縦軸は剪断力(a)によってスリップが開始する応力、横軸は温度。 $\times 10$ と $\times 20$ は対象とするセルの大きさ。温度上昇のみならずヘリウム含有量の増加と共に剛性率が低下して柔らかくなることを示す。

3. 種々の金属に現れるナノ構造の特徴と形成物理機構の統一的理解に向けて

これらの知見を基礎として、我々がいくつかの金属について表面温度範囲と表面形態との関係をまとめたのが図8である²¹⁾。縦軸は剛性率、横軸は温度である。 ΔG は金属の種類に依存し、繊維を形成するにふさわしい剛性率の範囲である。固過ぎても柔らか過ぎても成長は阻害されると考えられる。図7にあるように温度上昇と共にHe効果を含む剛性率は低下し、 ΔG に入る温度範囲が金属ナノ繊維形成の温度下限から上限だと考える。図中の太い縦棒は金属中のHe原子、クラスター、バブルが金属中を移動できる温度の下限を示す。類似の形態を示すWとMoは同図(a)のような特性を持つのではないかと考える。一方、タンタル(Ta)は温度範囲が狭く、 $G(T)$ 特性曲線が ΔG のバンドを横切る角度が急峻と思われる^{20, 21)}。それらに加えて、もう一つのパラメーターとして成長速度があると思われるので、より正確には二次元的な図では不十分と思われる。表1ではTaのファズ成長が遅いとコメントしている。文献21ではファズになりかけたSEM写真を示しているが、文献30では十分成長したSEM画像が示されている。同図(b)はチタン(Ti)の場合であり、

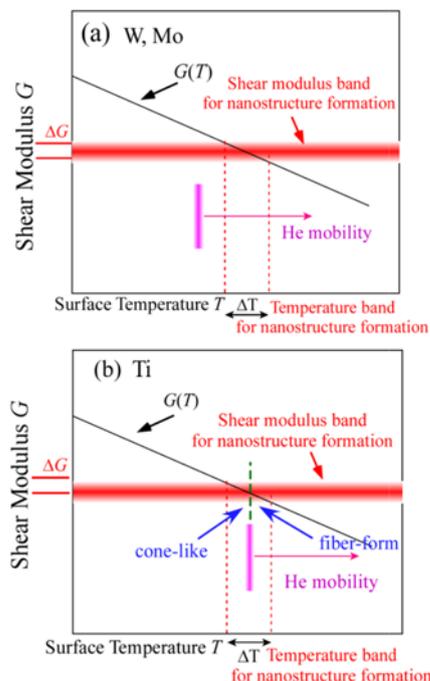


図8. 金属の剛性率と表面温度の関係を示す概略図²¹⁾。 ΔG は各金属表面の繊維状ナノ構造形成に適切な剛性率の範囲を示す、 ΔT はそれに相当する温度範囲を示す。太い縦棒はヘリウム原子、クラスター、バブルの移動を可能にする下限の温度を示す。(a)の型にはまるのはタングステン、モリブデンやレニウム等である。(b)はチタンの場合に相当し温度バンドの中でも高温と低温で表面形態が異なる。

He原子の移動性限界の縦棒が ΔT の中間に位置し、低温側では円錐状の形態、高温側では繊維状に形態を示す事を説明できているのではないだろうか³¹⁾。以上、やや大胆な提案であるが、正しい理解に向けての試金石になれば幸いである。その後、剛性率が大きな役割をはたしていそうであるとする別の報告もある³²⁾。

さて、図6に示したKrashennnikovモデルでは、Wベースに迄Heが届くのかという疑問があった。何故なら図3(a)に示したように成長は主としてベースのWを押し上げる形で得られるからである。Klaverら³³⁾は繊維を紡錘型の楕円錐で模擬するというやや強引なモデリングながら、ファズ中のHeの運動軌道を追ってWベースに到達する割合を評価し、この量は無視できないとしている。また、FilfisらはMoベースにWの薄膜(100~500nm)を被覆した後ファズ形成し、ベースからの押し上げによるファズ中のWとMoの材料混合が発生していることを示している³⁰⁾。

ファズを構成するW繊維の結晶方位に関する研究も進み、Wangらは透過型電子顕微鏡(TEM)のナノビーム回折から方位を同定すると共に方位の変わる境界、すなわち粒界をも同定し³⁴⁾三次元的な構造は粒界の繊維に対する角度と関係していることを示唆している。ある程度の長さにならなれば結晶方位を保って成長し、Heが存在するにも関わらずアモルファスにならない事実は興味深い。純粋Reの場合の表面形態はWの場合とやや異なり、繊維の折れ曲がりや直線的である。Wangの解釈によると粒界が少なく特定の方位を持って成長するのかもしれない。TEMを用いたナノビーム回折像の取得が望まれる。

最後に実験的に明確なファズ形成に必要なHeイオン・エネルギーの下限、20~30eVが表面ポテンシャル障壁である6eVよりかなり高い理由に関して考えてみよう。またHeイオン入射による物理スパッタリング閾値($E_s \sim 150$ eV)以下のエネルギーでは入射エネルギーの増加と共に成長速度が速い^{17, 35)}ことも実験的によく知られている。Martynenkoら³⁶⁾はad-atomsの表面拡散によるナノ繊維形成モデルの中で、 $E_s/3$ 程度がad-atomが生成される最低エネルギーとして、上記の疑問に答えようとしている。しかし彼らの考えの中では成長に深く関わっていると考えられているバブル形成には言及がない。

6eVにしる30eVにしるいわゆる侵入深さ(レンジ)の考え方ではW数原子層に到達するのみである。バブル/ホールが形成される2000K以上の高温では表面に戻るものも多いが強い拡散で内部に入ってゆくものも無視できないであろう。ファズ形成が行われる、より低温の1000~2000K程度では拡散係数はバブル/ホール領域と比し

て格段に小さいであろう。しかし Martynenko が ad-atoms 生成で示唆しているように、スパッタリングにまで及ばなくとも、レンジより広く、深く結晶の損傷領域が及ぶであろう。損傷領域を介して He がレンジを大きく超えて深く輸送されバブル形成に至るのではないだろうか。運動論と熱効果の両プレイヤーが役割をはたしていそうである。³⁶⁾ このような現象にも特化した数値シミュレーションが大きな役割を果たせるのではないだろうか。

4. まとめ

He プラズマ照射によって W 表面に成長するナノ繊維の三次元的に入り組んだいわゆるファズ構造の発見から 10 年以上を経過する中で、材料として高融点金属を含む多様な金属表面に多様な形態が見いだされてきた。その成長・消滅過程は材料科学の分野に尽きない話題を提供してきている。現代科学は現象を素過程に分解して解明する形で発展してきたが、本課題はそれだけでは不十分で素過程で得られた知見を総合化することで全体像が見えてくるのではないだろうか。いわゆる複雑系とまでいかななくとも、この課題はこれからの科学発展の試金石的な役割を担っていると考えられる。

謝辞

本研究を展開するにあたって、核融合科学研究所 伊藤篤史博士、名古屋大学 梶田信博士、UCSD の Krashennikov 教授と Smirnov 博士には多くの有益な議論をしていただいた。ここに感謝いたします。なお、本研究の一部は科学研究費補助金基盤研究 (C) (課題番号: 17K06996) の支援を受けた

参考文献

- 1) K. Tobita, S. Nishio, M. Enoeda, H. Kawashima, G. Kurita et al., "Compact DEMO, SlimCS: design progress and issue", Nucl. Fusion **49**, 075029 (2009).
- 2) K. Hoshino, N. Asakura, S. Tokunaga, K. Shimizu, Y. Homma, "Progress of Divertor Study on DEMO Design", Plasma Fusion Res. **12**, 1405023 (2017).
- 3) S. Takamura, Y. Uesugi, A.M. Ito, M. Yajima, K. Yamada et al., "Microwrinkle structures on refractory metal surfaces irradiated with noble gas plasma species", Nucl. Fusion **57**, 086043 (2017).
- 4) A. Kallenbach, M. Balden, R. Dux, T. Eich, C. Giroud et al., "Plasma surface interactions in impurity seeded plasmas", J. Nucl. Mater. **415**, 519 (2011).
- 5) Dai Nishijima, M.Y. Ye, N. Ohno and S. Takamura, "Incident ion energy dependence of bubble formation on tungsten surface with low energy and high flux helium plasma irradiation", J. Nucl. Mater. **313-316**, 97 (2003), "Formation mechanism of bubbles and holes on tungsten surface with low-energy and high-flux helium plasma irradiation in NAGDIS-II", J. Nucl. Mater. **329-333**, 1029 (2004).
- 6) 高村秀一, 「低エネルギー高粒子束ヘリウムプラズマ/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**, 25 (2005).
- 7) H. Ullmaier, "The influence of helium on the bulk properties of fusion reactor structural materials", Nucl. Fusion **24**, 1039 (1984).
- 8) T. Tamura, R. Kobayashi, S. Ogata and A.M. Ito, "First-principles investigation of possible clustering of noble gas atoms implanted in bcc tungsten", Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. **22**, 015002 (2014).
- 9) S. Sharafat, A. Takahashi, K. Nagasawa, N. Ghoniem, "A description of stress driven bubble growth of helium implanted tungsten", J. Nucl. Mater. **389**, 203 (2009).
- 10) S. Takamura, N. Ohno, Dai Nishijima, S. Kajita, "Formation of Nanostructured Tungsten with Arborescent Shape due to Helium Plasma Irradiation", Plasma Fusion Res. **1**, 051 (2006).
- 11) M.J. Baldwin and D.P. Doerner, "Helium induced nanoscopic morphology on tungsten under fusion relevant plasma conditions", Nucl. Fusion **48**, 035001 (2008).
- 12) M.Y. Ye, S. Takamura and N. Ohno, "Study of hot tungsten emissive plate in high heat flux plasma on NAGDIS-I", J. Nucl. Mater. **241-243**, 1243 (1997).
- 13) S. Kajita, N. Yoshida, R. Yoshida, N. Ohno and M. Yamagiwa, "TEM observation of the growth process of helium nanobubbles on tungsten: Nanostructure formation mechanism", J. Nucl. Mater. **418**, 152 (2011).
- 14) S. Kajita, W. Sakaguchi, N. Ohno, N. Yoshida and T. Saeki, "Formation process of tungsten nanostructure by the exposure to helium plasma under fusion relevant plasma conditions", Nucl. Fusion **49**, 095005 (2009).
- 15) A. Takayama, A.M. Ito, S. Saito, N. Ohno and H. Nakamura, "First-Principles Investigation on Trapping of Multiple Helium Atoms within a Tungsten Monovacancy", Jpn. J. Appl. Phys. **52**, 01AL03 (2013).
- 16) A.M. Ito, A. Takayama, Y. Oda, T. Tamura, R. Kobayashi et al., "Molecular dynamics and Monte Carlo hybrid simulation for fuzzy tungsten nanostructure formation", Nucl. Fusion **55**, 073013 (2015).
- 17) W. Sakaguchi, S. Kajita, N. Ohno and M. Takagi, "In situ reflectivity of tungsten mirrors under helium plasma exposure", J.

- Nucl. Mater. **390-391**, 1149 (2009).
- 18) S.I. Krasheninnikov, “Viscoelastic model of tungsten ‘fuzz’ growth”, Phys. Scr. **T145**, 014040 (2011).
- 19) R.D. Smirnov and S.I. Krasheninnikov, “On the shear strength of tungsten nano-structures with embedded helium”, Nucl. Fusion **53**, 082002 (2013).
- 20) R.D. Smirnov, S.I. Krasheninnikov and J. Guterl, “Atomistic modeling of growth and coalescence of helium nano-bubbles in tungsten”, J. Nucl. Mater. **463**, 359 (2015).
- 21) S. Takamura, and Y. Uesugi, “Experimental identification for physical mechanism of fiber-form nanostructure growth on metal surfaces with helium plasma irradiation”, Appl. Surface Sci. **356**, 888 (2015).
- 22) B.J. Baldwin, R.P. Doerner, D. Nishijima, K. Tokunaga and Y. Ueda, “The effects of high fluence mixed-species (deuterium, helium, beryllium) plasma interactions with tungsten”, J. Nucl. Mater. **390-391**, 886 (2009).
- 23) S. Takamura, “Initial Stage of Fiber-Form Nanostructure Growth on Refractory Metal Surfaces with Helium Plasma Irradiation”, Plasma Fusion Res. **9**, 1302007 (2014).
- 24) G. Kawamura, N. Ohno, S. Takamura and Y. Tomita, “A Particle-In-Cell approach to particle flux shaping with a surface mask”, Nucl. Mater. Energy **12**, 297 (2017).
- 25) S. Takamura, T. Miyamoto, Y. Tomida, T. Minagawa and N. Ohno, “Investigation on the effect of temperature excursion on the helium defects of tungsten surface by using compact plasma device”, J. Nucl. Mater. **415**, S100 (2011).
- 26) S. Takamura and T. Miyamoto, “Recovery of Tungsten Surface with Fiber-Form Nanostructure by the Argon Plasma Irradiation at a High Surface Temperature”, Plasma Fusion Res. **6**, 1202005 (2011).
- 27) T. Miyamoto, S. Takamura and H. Kurishita, “Recovery of Tungsten Surface with Fiber-Form Nanostructure by Plasmas Exposures”, Plasma Sci. Technol. **15**, 161 (2013).
- 28) G.M. Wright, D. Brunner, M.J. Baldwin, R.P. Doerner, B. Labombard, “Tungsten nano-tendrils growth in the Alcator C-Mod divertor”, Nucl. Fusion **52**, 042003 (2012).
- 29) S. Takamura, “Temperature Range for Fiber-Form Nanostructure Growth on Molybdenum Surfaces due to Helium Plasma Irradiation”, Plasma Fusion Res. **9**, 1405131 (2014).
- 30) P. Filfis, N. Connolly and D.N. Ruzzic, “Experimental mechanistic investigation of the nanostructuring of tungsten with low energy helium plasmas”, J. Nucl. Mater. **482**, 201 (2016).
- 31) S. Kajita, T. Yoshida, D. Kitaoka, R. Etoh, M. Yajima, N. Ohno et al., “Helium plasma implantation on metals: Nanostructure formation and visible-light photocatalytic response”, J. Appl. Phys. **113**, 134301 (2013).
- 32) S. Kajita T. Ishida, N. Ohno, D. Hwangbo, T. Yoshida, “Fuzzy nanostructure growth on Ta/Fe by He plasma irradiation”, Sci. Rep. **6**, 30380 (2016).
- 33) T.P.C. Klaver, K. Nordlund, T.W. Morgan, E. Westerhof, B.J. Thijsse et al., “Molecular dynamics simulations of ballistic He penetration into W fuzz”, Nucl. Fusion **56**, 126015 (2016).
- 34) K. Wang, R.P. Doerner, M.J. Baldwin, F.W. Meyer, M.E. Bannister et al., “Morphologies of tungsten nanotendrils grown under helium exposure”, Sci. Rep. **7**, 42315 (2017).
- 35) S. Takamura, T. Miyamoto and N. Ohno, “Thermal radiation characteristics and direct evidence of tungsten cooling on the way to nanostructure formation on its surface”, J. Nucl. Mater. **438**, S814 (2013).
- 36) W. L. Chan, and E. Chason, “Making waves: Kinetic processes controlling surface evolution during low energy ion sputtering”, J. Appl. Phys. **101**, 121301 (2007).

(受理 平成 30 年 3 月 10 日)