

ヘリウムプラズマ照射によるタングステン表面に形成された 繊維状ナノ構造の特性評価

Characterization of Tungsten Surface with Nano – Fiber Structure generated by Irradiation of Helium Plasmas

宮本 隆徳[†], 高村 秀一^{††}

Takanori MIYAMOTO, Shuichi TAKAMURA

Abstract The surface cooling mechanisms of nanostructured tungsten are reported in terms of a decrease in secondary electron emission and an increase in radiation emissivity. The suppression of physical sputtering of nanostructured tungsten bombarded by argon ions is demonstrated, showing a surface morphology which gives a minimum sputtering yield. Recovery of He – defected tungsten towards flat surface is shown for Powder Metallurgy Tungsten and ITER grade-W. TFGR W - 1.1%TiC/H gives a slower recovery process than PM-W.

1. 序論

近年、世界的人口増加や環境悪化からエネルギー・環境問題は重要な課題である。そのため、クリーンで安定的な発電システム開発が求められている。その一つに、核融合発電がある。核融合反応は、燃料資源上の問題が少なく、核分裂反応による核暴走がなく、高レベル放射性物質が少ない等の利点が挙げられており、非常に高い注目と期待が寄せられている。

核融合炉の開発に向けて、様々な核融合プラズマ関連の研究が行われているが、その一つに、プラズマと固体表面との相互作用研究、すなわち、プラズマ - 壁相互作用 (PWI : Plasma – Wall Interaction)がある。核融合炉の設計において、ヘリウム(He)灰排気のためのダイバータにおける高熱流プラズマ処理は、極めて重要である。

現在、建設中である熱核融合実験炉 ITER では、三重水素(T)と重水素(D)の核融合反応(DT 反応)を想定して

おり、その生成物である He と排気部であるダイバータの材料となるタングステン(W)との相互作用が注目されている。

He – W の相互作用に基づく W 材料の He 損傷として、現在、2 種類が確認されている。一つは、バブル/ホールと呼ばれ、比較的表面温度の高い領域において、W 表面直下にバブル、また、それが破裂し、表面にホールを形成する損傷である[1]。もう一つは、比較的低い表面温度領域において、W 表面に繊維状のナノ構造を形成する損傷が確認されている[2]。どちらも炉心プラズマ中への W 不純物の混入を誘発すると危惧されている。

特に、繊維状ナノ構造は、表面形状が劇的に変化した形態となっているため、未損傷 W と比べ、表面物理特性が大きく変化すると考えられる。また、繊細で複雑な構造より、ELMs (Edge Localized Modes)に代表される熱衝撃などのパルス的な熱負荷に弱いと考えられている。そこで本研究の目的は、表面に繊維状ナノ構造を形成した W の表面特性調査及び、評価にある。

本研究は、主に、繊維状ナノ構造形成に伴う冷却効果、スパッタリング抑制、温度履歴効果とそれらの効果を応用した W 表面の修復について行った。

[†] 愛知工業大学大学院 工学研究科
電気電子工学専攻 (豊田市)

^{††} 愛知工業大学 工学部 電気学科
電子情報工学専攻 (豊田市)

2. 実験装置及び繊維状ナノ構造生成

実験装置 AIT-PID (Aichi Institute of Technology - Plasma Irradiation Device) は、PWI 解明を目的とした当研究室で開発された小型軽装備の定常プラズマ照射装置である。その概略図を図 1 に示す。装置内部に設置された熱陰極 LaB_6 と銅陽極の間でガス放電が行われ、 $10^{+18}m^{-3}$ を超える高密度のプラズマを発生させることができる。動作ガスは、現在のところ He とアルゴン(Ar) である。本装置の特徴は、高温電子を含むプラズマの生成と 6 極の永久磁石で形成されるマルチ・カスプ磁場によるプラズマ閉じ込めである。後者よりプラズマの径方向拡散損失の抑制、W 試料板への高熱流・高密度プラズマ・ビーム照射ができる。また、従来のプラズマ照射装置(例: NAGDIS-II 等)と比べ、プラズマ閉じ込めのための軸方向強磁場用ソレノイドコイルを用いないため、省電力でコンパクトである [3]。

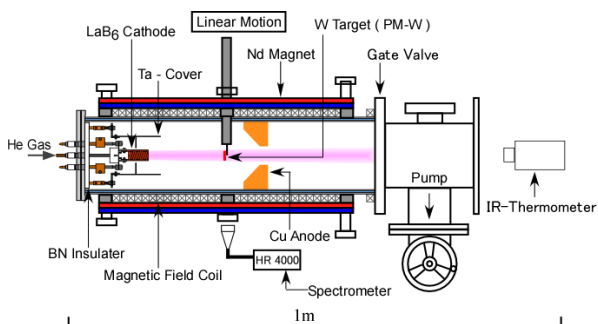


図 1 AIT - PID 概略図

AIT-PID を用いて He 放電中に W 試料を挿入する事により、繊維状ナノ構造の形成「が行われた。He プラズマ照射条件を表 1 に示す。また、この W 試料 (1.5×1.5×0.1 mm) は、粉末冶金タングステン(PM-W : Powder Metallurgy - Tungsten)である。図 2 に照射中の表面温度と W 試料の浮遊電位の時間経過を示す。温度評価には、放射温度計(赤外線波長 $\lambda=0.9\mu m$, 分光放射率 $\epsilon=0.43$)と熱電対(R タイプ)を用いている。図 3 に FE-SEM による W 表面観測結果を示す。図 2 の挿入写真に示すように、照射した W は金属特有の銀色から黒色に変化しており、図 3 より、想定されている繊維状ナノ構造 W の生成が確認された[3]。

3. 実験結果

3.1 冷却効果

図 2 から分かるように、繊維状ナノ構造形成に伴って、表面温度の低下、浮遊電位の落ち込みが確認できる。

表 1 He プラズマ照射条件

ガス圧	~0.5 Pa
放電電流	17.0A
放電電圧	99.2-90.3 V
イオンエネルギー	41.6→51.5 eV
照射時間	~180min
イオン粒子束	$7.3 \times 10^{21} m^{-2} s^{-1}$
フルーエンス	$7.9 \times 10^{25} m^{-2}$

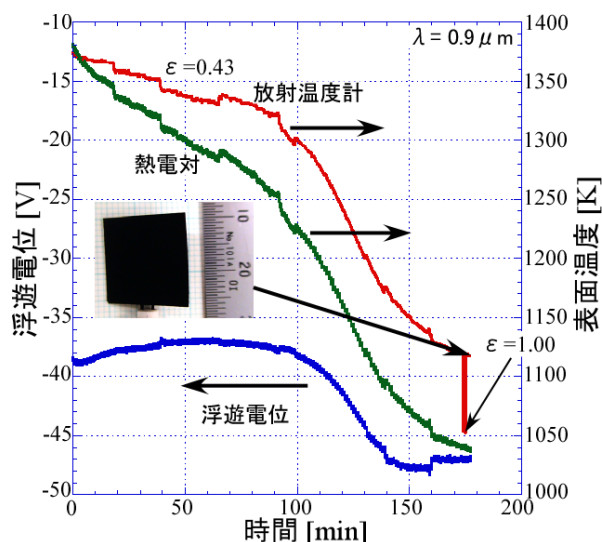


図 2 繊維状ナノ構造形成時の表面温度、浮遊電位

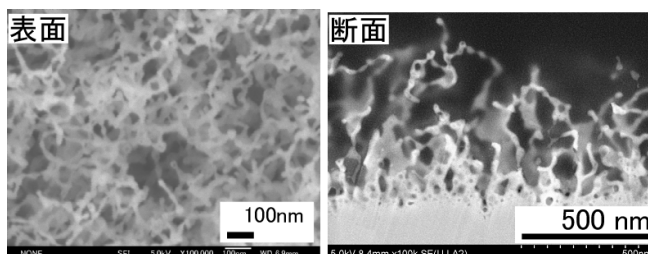


図 3 繊維状ナノ構造 W 表面観測(SEM 画像)

これらの原因調査を行った。

浮遊電位が低下した原因は、二次電子が大きくかかっている。浮遊電位は、試料に入るイオン電流と電子電流の絶対値が等しくなる電位である。しかし、今回対象としている試料である W は、比較的二次電子放出係数が大きい [4]。従って、電気的な浮遊条件は、二次電子放出係数を考慮して、次の式で表される。

$$|I_e| - |I_i| - \gamma |I_e| = 0 \tag{1}$$

ここで、 I_e : 電子電流、 I_i : 入射イオン電流、 γ : 二次電子放出係数を示す。

二次電子放出は、基本的に、斜め入射に対して、 $1/\cos\theta$ に比例して増加する。しかし、繊維状ナノ構造のような

谷の深い構造に対しては、シミュレーション上、二次電子放出を抑制する事が分かっている[5]。これは、繊維状構造や低面から放出された電子が W 繊維の森の構造に捕えられ、結果として、放出されない事を示している。従って、繊維状ナノ構造の形成に伴って浮遊電位は、プラズマ電子の入り難い電位、すなわち、電位は、負側にシフトしていく [6]。さて、図 4 はシース電圧の関数としてのエネルギー伝達係数を示している。図 4 から分かるように、二次電子が放出されている状態では、電位は浅い位置にあり、プラズマ熱流が高い。しかし、繊維状ナノ構造形成に伴い二次電子放出が抑制され、浮遊電位が深くなる事で、熱流が低下する。

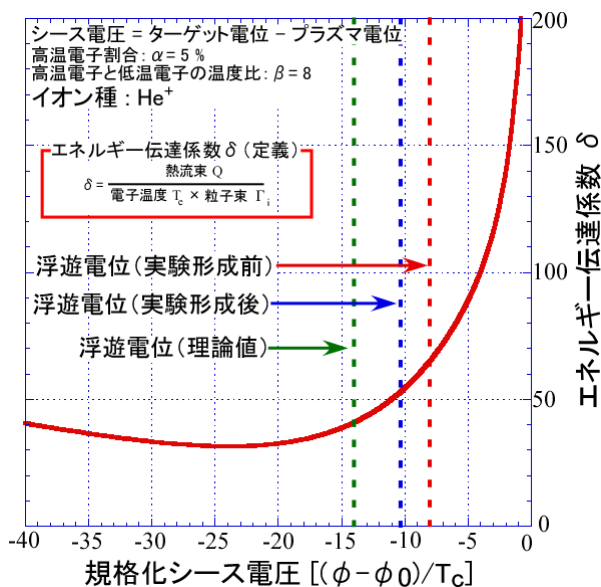


図 4 規格化シース電圧の関数としてのエネルギー伝達係数。破線は浮遊電位の位置を示す

図 2 で示されている表面温度変化は、繊維状ナノ構造形成に伴うものである。従って、表面温度の下げ止まりでは、繊維状ナノ構造形成のある意味の完成を示していると考えられる。図 2 に示しているように、繊維状ナノ構造形成完了時に、放射温度計の放射率 ϵ を損傷のない W に対する値である 0.43 から黒体のそれである 1.0 に変更し、その時点での熱電対の温度と放射温度計の指示と比較すると比較的近い温度を示した。これは、繊維状ナノ構造 W は、未損傷 W と比べ、放射率が增大する事を示している。複数の実験より、繊維状ナノ構造 W の $\lambda=0.9\mu\text{m}$ における分光放射率は、0.7~1.0 の間になる事を確認している。

物体の熱放射は、波長の関数であり、次のプランクの式によって表現される。放射温度計はこれを応用して表面温度を計測している。

$$I(\lambda, T) = \epsilon(\lambda, T) \frac{2hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{(e^{\frac{hc}{\lambda kT}} - 1)} \quad (2)$$

ここで、 I : 単色赤外線放射強度、 ϵ : 分光放射率(温度依存性:有)、 h : プランク定数、 c : 光速、 k : ボルツマン定数、 T : 表面温度である。放射率は、全ての光を吸収し放射する理想黒体を基準 ($\epsilon=1.0$) とし、それぞれの物体で、放射率が異なる。また、波長によっても、放射率が異なる。(2)に表される $\epsilon(\lambda, T)$ を分光放射率と呼ぶ。W の分光放射率は、波長依存性のみならず、温度依存性もある事が知られている[6]。

式(2)を全波長にわたって積分した式が、次のシュテファン・ボルツマンの式である。

$$P[W] = \epsilon_s(T) \sigma [T[K]]^4 S \quad (3)$$

P : 熱流、 σ : シュテファン・ボルツマン係数、 T : 表面温度、 S : 面積である。 $\epsilon_s(T)$ は全放射率を示している。式(3)より、入射パワーが一定であっても、放射率が向上する事で、表面温度が低下する事がわかる。

次に、実験的に繊維状ナノ構造 W の全放射率測定の実験を試みた。W 片(10×10×1.0 mm)は、熱伝導による熱損失の小さい極細($\phi 0.5\text{mm}$)熱電対が挿入されたものを使用した。図 5 に先端に W 片の付いた熱電対の写真を示す。

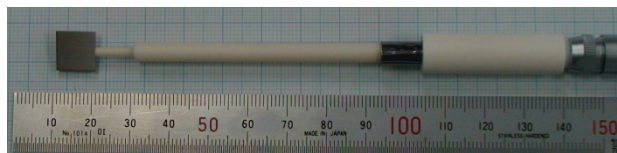


図 5 W 試料付き極細熱電対($\phi 0.5\text{mm}$)

試料から熱電対のシースを通して熱伝導で逃げる熱を考慮するとパワーバランスの式は、次のように表される。

$$P = \epsilon_s(T) \sigma T^4 S + K(T_c - T_f) \quad (4)$$

左辺がプラズマからの入射パワー、右辺の第一項は式(3)の放射パワー、第二項が熱伝導によるパワー損失を表している。バイアス電圧を外部から加え一定にしてプラズマからの入射パワーが照射中に変化しないとすると、式(4)より変化した全放射率の表式は、

$$\epsilon_s^*(T_f) = \epsilon_s(T_s) \left(\frac{T_s}{T_f}\right)^4 + K \frac{T_s - T_f}{T_f^4} \quad (5)$$

となる。表面温度の添え字の s は初期温度、 f は繊維状ナノ構造形成後の温度を示している。右辺の第二項は、表面温度の 4 乗に逆比例している。従って、高温領域に

おいては、小さいと考え、熱伝導の寄与を無視した式を用いて、全放射率を求める実験を行った。

実験は、ターゲットバイアス電圧を固定する事で、熱流(入射パワー)を一定にし、熱電対により W の温度を表面状態の変化にもかかわらず正確に測定する事で、繊維状ナノ構造形成後の全放射率を求めることができる。経験式であるが、次式は未損傷 W の全放射率を表している [6]。

$$\epsilon_t(T) = (-2.6875 \times 10^{-2}) + (1.819696 \times 10^{-4})T - (2.1946163 \times 10^{-8})T^2 \quad (6)$$

ここでは、深く立ち入らないが、電子ビームを用いた熱負荷校正実験で、未損傷 W に対して(6)式を確認している。未損傷 W は、T=1400K の時、 $\epsilon_t=0.185$ である。この値から出発して得られた実験結果を図 6 に示す。

図 6 より繊維状ナノ構造 W の全放射率 ϵ_t は、 $\sim 2\epsilon_t$ 程度以上に向上していることが分かる。熱伝導の効果や実験中に入射パワーが若干変わる等があるため、まだ、正確に繊維状ナノ構造 W の全放射率を決定できていないが、複数の実験より $\epsilon_t=0.4\sim 0.6$ 程度である事が分っている。

繊維状ナノ構造 W は、物質そのものが変化したわけではなく、表面構造のみが変化したとみる。従って、この放射率向上は、繊維状ナノ構造形成に伴って実効的に表面積が増えたため冷却したと考えられる。

冷却効果の原因の一つである二次電子放出抑制は、二次電子放出による熱流の増加を防ぎ、もう一つの原因である放射率向上は、W 表面温度を低くする利点を持つ。これらの特性は、ダイバータ材としてむしろ好ましいと考えられる。

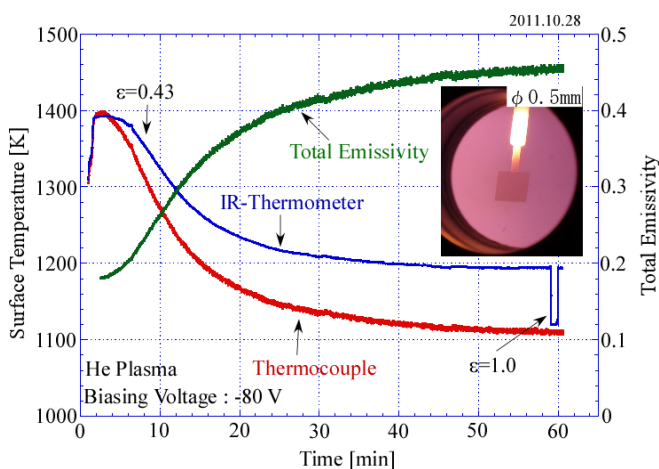


図 6 熱電対を用いた全放射率測定

3.2 物理スパッタリングの抑制

W に対する He イオンによる物理スパッタ率は小さい

ため、繊維状ナノ構造 W のスパッタリング調査には、Ar イオンを採用した。

図 7 に Ar スパッタによる W 原子(WI)の発光スペクトルを示す(波長軸が 0.68nm ずれている事に注意)。その結果より、観測スペクトルには、498.3nm の W 原子発光線を採用した。スパッタリングと原子発光線強度との関係は、次式で表され、比例関係がある。

$$I \propto n_e n_{WI} (\sigma_{WI} v) \quad (7)$$

ここで、I: 発光強度、 n_e : 電子密度、 n_{WI} : W 原子密度、 σ_{WI} : W 原子の電子衝突励起断面積、 v : 電子速度である。図 8 は Ar⁺イオンエネルギーが 50eV 以上で発光スペクトルとスパッタ率のエネルギー依存性の傾向が一致している事を示している。

以上を踏まえ、黒色化 W のスパッタ率の時間経過の観察に移った。実験方法は、Ar プラズマ中で別途作製した繊維状ナノ構造 W に一定のバイアス電圧($V_b: -95V$)を加え、その時の W 原子の発光スペクトル線(498.3nm)強度を時間的に計測する。その結果を図 9 に示す。W の初期状態は、繊維状ナノ構造が形成された W であるが、約 8 分経過後には、ほぼ一定の光強度となっており、繊維状構造がほとんどない状態に至っていると考えら

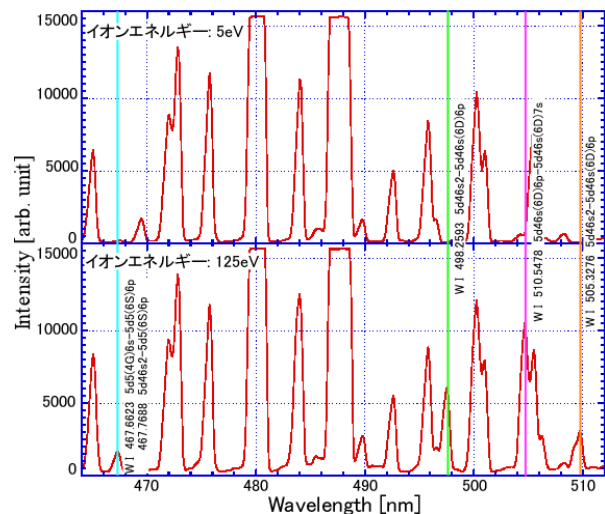


図 7 Ar プラズマ中における W 原子発光スペクトル

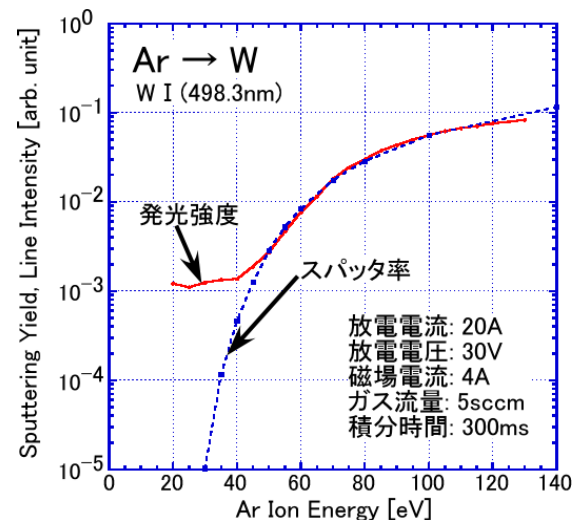


図 8 スパッタ率と W 原子発光(80eV で一致させて示す) 実線が発光強度、破線はスパッタ率

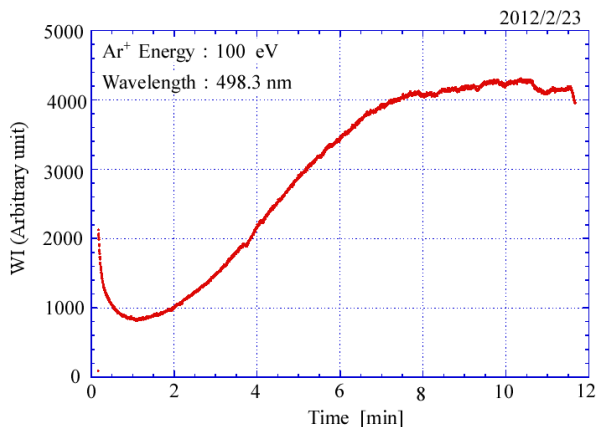


図 9 繊維状ナノ構造への Ar スパッタリング

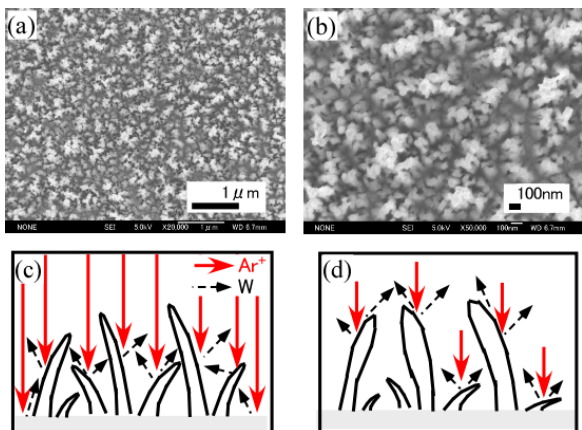


図 10 物理スパッタリング極小での SEM 画像とスパッタリングモデル。(a), (b): スパッタ率最小値における W 表面観測、(c): スパッタリング開始時点のモデル図、(d): スパッタ率最小状態でのモデル図

れる。従って、未損傷 W と同等のスパッタ率になっていると考えた。この時間経過からも分かるように、未損傷 W と比べ、黒色化 W の物理スパッタリングが著しく抑制されている事がわかる。また、約 1 分経過時に、このスパッタ率の最小値が存在している。その時の W 表面の SEM 観測結果を図 10(a),(b) に異なる倍率で示す。繊維状構造の先端部が太い部分がある事が分かる。これは、図 10(c),(d) のモデル図に示されているように、繊維状ナノ構造には、繊維の背丈が高い所、低い所が存在し、低い所や基板表面からスパッタした原子は、背の高い繊維に捕えられ、結果として原子が放出され難い状況(スパッタリング抑制)となる。スパッタ率の最小値では、

繊維径が最も太い状況であると考えられる。

物理スパッタリング抑制の物理機構は、二次電子放出抑制のそれとほぼ類似であるが、スパッタリングでは、繊維状が太くなっていく点異なっている。W 原子や 2 次電子が繊維の絡み合う森から出ていけないという点は同様である。従って、スパッタリングの抑制は、構造形成が持続していなければ、継続的なものではない。しかし、繊維状ナノ構造が残っている限り、スパッタ率が増大しないと言える。

3.3 温度履歴効果と修復

核融合炉の運転中には、運転条件の変化や ELMs 等の過渡的熱負荷により熱流の変化があり得るため、ダイバータの表面温度は、変化する事が想定される。従って、繊維状ナノ構造形成後に、より高温のバブル/ホール形成温度領域に昇温しての追加照射による W 表面への影響調査は重要である。

実験方法は、繊維状ナノ構造 W の生成が完了する下げ止まりの温度まで繊維状ナノ構造形成領域における He プラズマ照射を続け、その後、試料に加えるバイアス電圧を浅くして、プラズマ電子による熱流を高めて、バブル/ホール形成領域での追加照射を行った。その結果 W 表面へ及ぼした効果の表面 SEM 画像を図 11 に示す。図 3 と図 11 の比較より、繊維状構造が縮減し、太くなっていることが分かる。繊維状ナノ構造の中には、He ガスが詰まっており、この縮減過程は、表面温度の上昇により、He ガスが抜けて縮減し、太くなっていくと考えられる。また、バブル/ホール形成領域での He プラズマ照射により、除去された表面に小さいながらもホールの形成も確認できる[7]。これらは、元々存在したのが見えてきたか、あるいは、新たに形成されたか、2つの可能性がある。

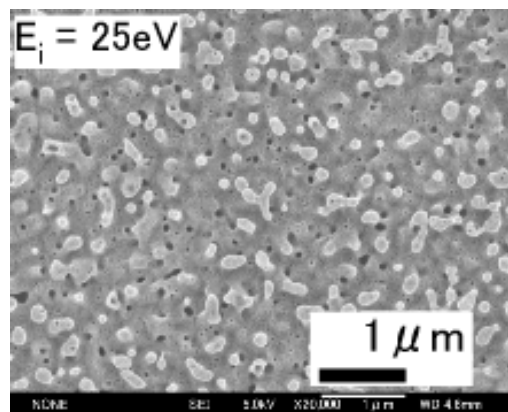


図 11 バブル/ホール形成温度領域における追加照射 15 分($E_i = 25\text{eV}$, $T_{\text{surf}} = 1640\text{K}$) [7]

この温度履歴効果を応用し、プラズマアニーリングによる繊維状ナノ構造 W の表面修復を試みた。この修復のための条件としては、W への損傷が確認されていない照射条件で、W 試料の表面温度を昇温させる事が重要である。

He プラズマにおいては、入射イオンエネルギーが

表 2 He プラズマ照射条件

ガス圧	~0.5 Pa
放電電流	13.0- 12.5A
放電電圧	70.3-68.2 V
修復照射時間	~60min

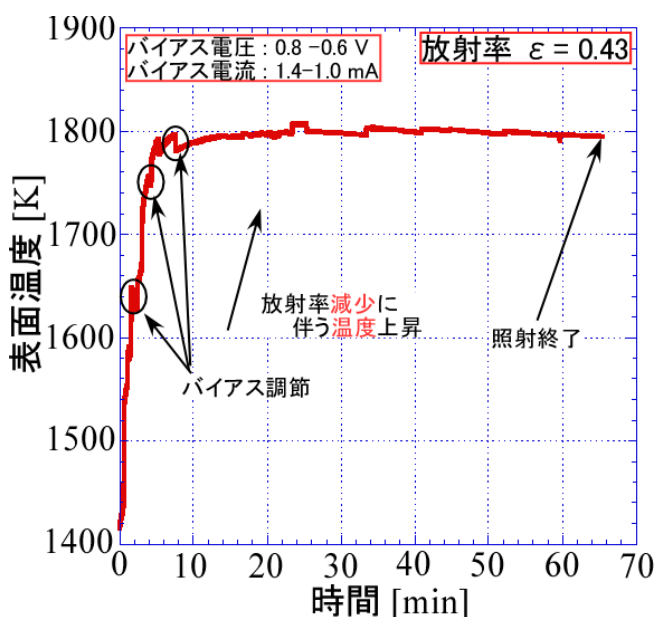


図 12 He プラズマを用いた PM-W に対するアニーリング時の表面温度の時間変化

6eV 以下では He 損傷が発生しない事が分っている[1]。従って、そのイオンエネルギー領域においてプラズマアニーリングを行う。プラズマアニーリング実験時における He 放電条件を表 2 に示し、図 12 にプラズマアニーリング時の放射温度計を用いた見かけの表面温度の時間変化を示す。修復中、放射温度計の分光放射率は、 $\epsilon=0.43$ に固定している事に注意する。実験中に表面温度が自発的に上昇している現象が確認される。これは、繊維状ナノ構造が除去されたことにより、放射率が低下し、熱が溜まったため、表面温度が上昇したと考えられる。動作温度を 1800K で一定に保つために、W 試料へのバイアス電圧を少しずつ深くして調節している。

60分間プラズマアニーリングを行った W 試料の SEM 画像を図 13 に示す。繊維状構造はほとんど消滅している。視覚上、W 試料は元の金属光沢色を示している。また、Ar プラズマにおいても同様の実験を行った結果、ほぼ同じ結果を示した[8]。しかし、断面を観測した結果、小さいながらも表面直下にナノサイズのバブルの存在を確認した。アニーリング条件の改善による He バブル消滅の可能性に関しては、今後の課題である。

以上の一連の実験では、PM-W を用いて行われたが、このプラズマアニーリングが、PM-W とは製造過程の異なる W においても、有効であるか、また、差異の有無についての調査を行った。今回対象とした W は、ITER grade-W、TFGR W(Toughing, Fine, Grain, Recrystallized, Tungsten) - 1.1%TiC/H である。ITER grade-W は、製造工程がほぼ PM-W と変わらない。しかし、PM-W は、圧延層に対し、プラズマ照射面は平行であるが、ITER grade-W は、層に対して垂直にカットしている。これにより、照射面から内部への熱伝導が高くなる構造になる。TFGR W は、1.1%の TiC を分散させ、水素ガス減圧で焼きなましして造られている。結晶粒界のやや小さい構造になっており、粒界壁間の密着性が高く、靱性を強化している [9]。

PM-W と比較を行うため、黒色化後、ほぼ同条件の He プラズマアニーリングを行った。その条件を表 3 に示し、図 14、図 15 にそれぞれプラズマアニーリング中の ITER grade-W、TFGR W の表面温度、バイアス電圧・電流の時間変化を示す。

プラズマアニーリング時間はおよそ 1 時間程度、動作温度 1800K になるようにバイアス電圧を調節しつつ、実験を行った。共に自発的な温度上昇が確認されることから繊維状構造が除去されていると推測できる。しかし、

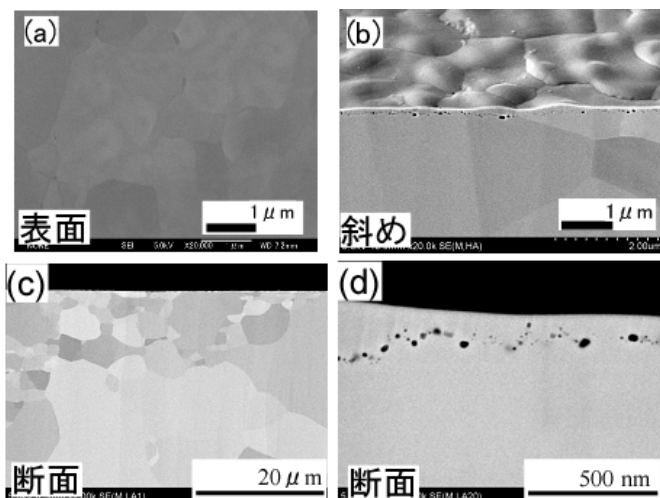


図 13 He プラズマアニーリング 60 分間行った繊維状ナノ構造 PM-W の SEM 観測画像 (a): 表面観測、(b): 斜め観測、(c)、(d): 断面観測を示す

表 3 He プラズマ修復照射条件

タングステン	ITER grade-W	TFGR W - 1.1%TiC/H
ガス圧	~0.5 Pa	~0.5 Pa
放電電流	16.5A	16.5A
放電電圧	102.0-96.6 V	100-103 V
修復時間	~60min	~60min

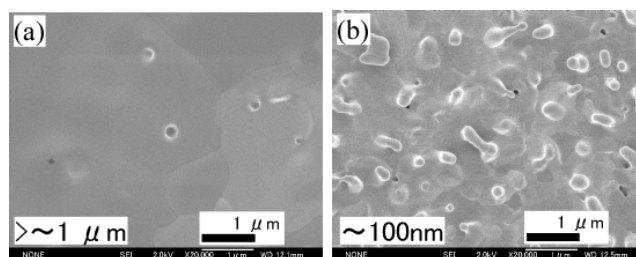


図 16 プラズマアニーリングを行った製造過程の異なる W(a: ITER grade-W, b: TFGR W)

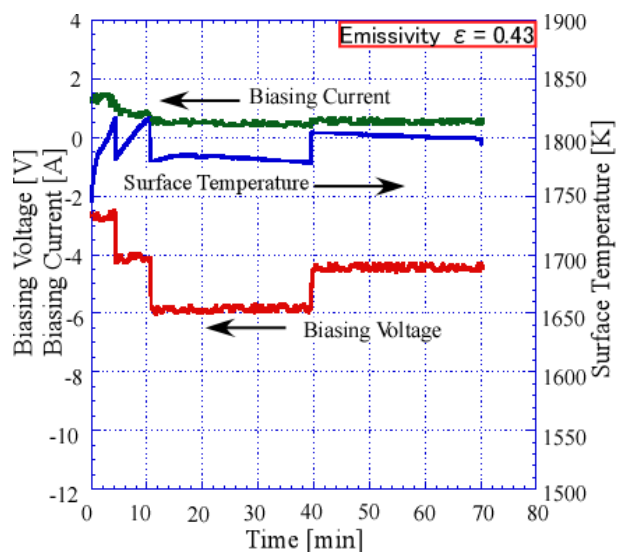


図 14 ITER grade-W におけるプラズマアニーリング測定結果

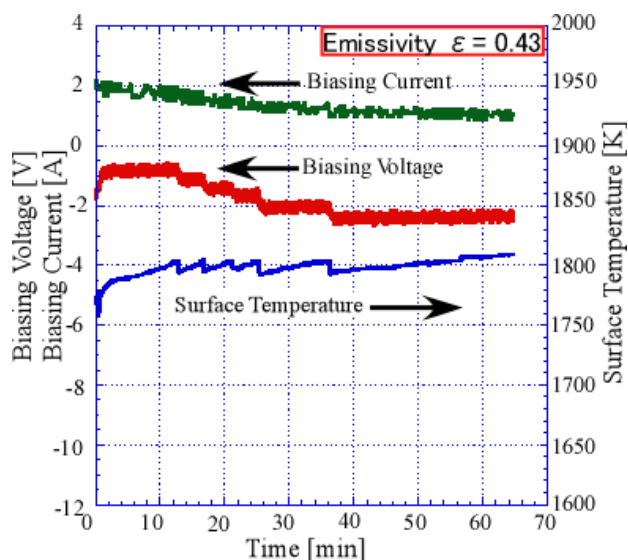


図 15 TFGR W-1.1%TiC/H におけるプラズマアニーリング測定結果

TFGR W においては、同程度の修復条件で行っているにもかかわらず、温度上昇傾向が終了まで持続した。従って、修復の進み具合が遅いと考えられる。

図 16 にプラズマアニーリングを約 1 時間行った ITER grade-W と TFGR W - 1.1%TiC/H の SEM 観測の結果を示す。ITER grade-W は、ほとんど PM-W と変らない製造過程であるため、修復具合にも大きな差が認められない。しかし、TFGR W に関しては、まだ、繊維構造が残っている事から、明らかな差異がある。

プラズマアニーリングによる修復は、製造過程の異なる W において、修復具合に差が生まれた。この原因は、特徴である結晶粒界が細かい等が挙げられるが、我々が一番注目している事は、製造過程中に 1.1%の TiC を混合分散させている事である。この TiC の存在により熱特性が変化し、He ガスが出にくくなっているのではないかと考えられる。しかし、まだ明確になっていないので、今後更なる研究が必要である。

図 14, 15 において、バイアス電流の変化に注目しよう。いずれも電子電流がイオン電流より大きい状況、すなわち、浮遊電位よりプラズマ電位にある事と符合している。さらに、その電子電流が繊維状ナノ構造消滅に伴い、減少している事がわかる。繊維状ナノ構造によって抑えられていた 2 次電子放出が復活したためと考えられる。

4. まとめ

本研究より繊維状ナノ構造の表面特性として、以下の特徴が挙げられる。

- (1) 二次電子放出抑制による熱流低下
- (2) 放射率向上による冷却効果
- (3) 物理スパッタリングの抑制
- (4) 温度履歴効果及び、その効果を応用した繊維状ナノ構造 W の修復

(1)、プラズマ対向壁表面からの二次電子放出により壁の電位が浅くなり壁への熱流を高める事は、ダイバータ材として好ましくない。従って、電子放出抑制効果を

有する繊維状ナノ構造を持つ W は、未損傷 W に比べ、好ましい特性を持つと考えられる。

(2)、ダイバータに流入する熱流は、非常に高いため、出来るだけ耐熱性が高く、熱を保持しない素材が好ましいことから、表面からの熱放射増大は好ましい特性を持つと判断される。繊維状ナノ構造の全放射率は、未損傷 W の~2 以上に増加している事を確認した。

(3)、炉心プラズマへの不純物である W 原子の混入を防ぐ観点から、重要な特性である。繊維状ナノ構造形成により、スパッタリング増大ではなく、むしろ、抑制される事は、利点として挙げられる。

(4)、プラズマ熱負荷により表面温度を上昇させた場合、繊維状構造は、その繊維構造が縮減し、太くなり、最終的に消滅する事が見通せた。しかし、同時に、バブル/ホール形成領域での He プラズマ照射では、小さいながらも、ホールの存在が確認された。この温度履歴効果を応用し、He プラズマからのプラズマ電子熱負荷により繊維状ナノ構造形成 W の表面修復を試みた。その結果、W 表面の繊維状構造は、ほとんど消滅させることが確認された。しかし、今回は、W 表面直下に小さいながらもバブルの存在を確認している。プラズマアニーリング条件の改善による完全修復は、今後の課題である。

(1)~(3)により、未損傷 W に比べ、よりダイバータ材として好ましい特性を持つ事を示した。しかし、この繊維状構造は、構造の先端の電界が強くなる事などにより電子放出が起こり、アークの発生を高めると考えられている[10, 11]。この事を考慮し、(4)では、代替手段としてプラズマアニーリングを用いた表面修復が十分可能であることを示した。

今後の課題は、熱電対を用いた全放射率の絶対値測定、繊維状ナノ構造形成によるエネルギー伝達係数への影響、プラズマアニーリングを用いた繊維状ナノ構造 W の完全修復等が挙げられ、最終的な目的である He 損傷の抑制を目指していく。

謝辞

本研究遂行にあたり、愛知工業大学大学院 工学研究科 成瀬貴臣 氏、並びに愛知工業大学 工学部 電気学科 出野慧 氏の協力を深く感謝申し上げます。

参考文献

[1] S. Takamura : “ Mesoscale Erosion of Tungsten Surface due to Low-Energy High-Flux Helium/Deuterium Plasma Irradiation “, Journal of Plasma and Fusion Res. **81** No.1, pp25-30, 2005.

- [2] S. Takamura et al. : “ Formation of Nanostructured Tungsten with Arborescent Shape due to Helium Plasma Irradiation “, Plasma Fusion Res. Vol.1, pp051(2pages), 2006.
- [3] S. Takamura, T. Tsujikawa Y. Tomida, K. Suzuki, T. Minagawa, T. Miyamoto, N. Ohno : “Compact Plasma Device for PWI Studies ”, J. Plasma Fusion Res. SERIES, Vol. **9**, pp.441-445 , 2010.
- [4] K. Imai, K. Ohya, G. Kawamura, and Y. Tomita : “ Electron Velocity Distribution at a Sheath Edge in the Presence of Secondary Electron Emission From a Metal Surface “, Contrib. Plasma Phys. **50**, pp458-463, 2010.
- [5] J. Kawata and K. Ohya : “ Monte Carlo Approach to Secondary Electron Emission from Rough Surfaces of Beryllium “, J. Plasma Fusion Res. Vol.70, pp84-92, 1994.
- [6] Erik Lassner and Wolf – Dieter Schubert : ” Tungsten “, Kluwer Academic / Plenum Publishers, pp38, 233 Spring Street, New York, New York 10013-1578, 2011.
- [7] S. Takamura, T. Miyamoto, Y. Tomida, T. Minagawa, 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-S103 , 2011.
- [8] S. Takamura, T. Miyamoto : “Recovery of Tungsten Surface with Fiber-Form Nanostructure by the Argon Plasma Irradiation at a High Surface Temperature”, Plasma Fusion Res. Vol.6, pp005(2pages), 2011.
- [9] H. Kurishita, S. Matsuo, H. Arakawa, T. Sakamoto, S. Kobayashi, K. Nakai, T. Takida, M. Kato, M. Kawai, N. Yoshida : “Development of re-crystallized W-1.1%TiC with enhanced room-temperature ductility and radiation performance ”, J. Nucl. Mater. **398**, pp87-92, 2010.
- [10] S. Kajita, S. Takamura and N. Ohno : “ Prompt Ignition of a Unipolar Arc on Helium irradiated Tungsten “, Nucl. Fusion **49**, 032002(4pages), 2009.
- [11] M. Tokitani, S. Kajita, S. Masuzaki, Y. Hirahata, N. Ohno, T. Tanabe and LHD Experiment Group : “ Exfoliation of the Tungsten Fiberform Nanostructure by Unipolar Arcing in the LHD Divertor Plasma ”, Nucl. Fusion **51**, 102001(5pages), 2011.

(受理 平成 24 年 3 月 19 日)