●●● 小特集 核融合プラズマおよびダイバータにおけるタングステン研究の進展と課題

3. ITER に向けたタングステン PWI 研究の進展と課題

時谷政行,上田良夫¹⁾ 核融合科学研究所,¹⁾大阪大学 ^{原稿受付:2011年7月5日}

タングステンを ITER で使用する場合の利点として,高融点である,スパッタ率が低い,水素同位体捕捉率 が低いなどがあげられる.しかしながら,これらはあくまで初期特性であり,プラズマ壁相互作用 (PWI) によっ て表面変質を受けた場合,不変とは言い難くなってくる.本章では表面変質を引き起こす PWI の中で近年特に重 要と位置付けられている4つの課題,「He プラズマによる金属材料の損傷」,「Mixed-material 堆積層の形成に よる表面変質」,「中性子損傷とトリチウム蓄積」,「パルス熱負荷によるタングステンの溶融と亀裂の発生」を採 り上げ,それらが共に ITER を含めた核融合炉において,タングステン材料の寿命や熱伝導特性の劣化,炉心プ ラズマへの不純物放出,燃料粒子バランス,トリチウムインベントリーなどへどのように関わってくるのかにつ いて紹介する.

Keywords:

tungsten, divertor, hydrogen, helium, mixed-material, deposition layer, neutron, pulse heat load

3.1 概要

ITER を含めた将来の核融合炉では、タングステンを使 用する場合は、燃料粒子である水素同位体照射に伴うブリ スタリングの発生などの問題が古くから懸念されている. ブリスタリングとは、材料中に注入されたガス元素が表面 近傍の結晶粒界や原子空孔などに高い圧力で局所的に集合 し、材料表皮を水ぶくれのように持ち上げる現象である. 表皮を持ち上げる圧力が材料の破断応力を超えると、表皮 ごと不純物として放出されることとなる. ブリスタリング はナノメートル~ミリメートルスケールまで様々なサイズ で出現する.近年の研究では、結晶構造や添加元素がブリ スタリング形成に影響を与えること[1,2],あるいは極微 量(~0.3%程度)な炭素不純物が水素と同時に照射された 場合,ブリスタリング形成が促進される[1-3],などの新し い知見が得られている.これと並行して特に重要な PWI として位置付けられ、近年活発な議論が行われている4つ の課題が、「He プラズマによる金属材料の損傷」、「Mixed -material 堆積層の形成による表面変質」,「中性子損傷と トリチウム蓄積」、「パルス熱負荷によるタングステンの溶 融と亀裂の発生」である.詳細については後述するが、こ れらは共に、タングステン材料の寿命や熱伝導特性の劣 化, 炉心プラズマへの不純物放出, 燃料粒子バランス, ト リチウムインベントリーなどと直結するものであり、照射 欠陥や結晶構造変化と関連付けて早急に理解しておく必要 がある.

実験室規模の装置において、タングステン材料の熱負荷 特性試験[4-6]、プラズマ照射試験[36]が行われているが、 これらの成果を得て、ASDEX Upgrade[7-10]、TEXTOR [11-15], JT-60U[16-19]などの実機トカマク装置でも, 数多くの照射実験が実施されるようになった.例えば,溶 融したタングステンが磁場に対してどのような力を受ける のか,つまり溶融層のダイナミクスについては TEXTOR のテストリミター実験で詳細に調べられている[20].ま た,タングステンのプラズマへの影響について,上記トカ マク装置の場合,特定の運転条件で中心部へのタングステ ンの蓄積が確認されているが,プラズマ加熱法の工夫によ り,その蓄積を低減できる手法も見出されている [9,13,16].さらに,同じくトカマク装置であるJETでは, ITERでのタングステン使用に向けた研究として,ITERlike wall 計画が進行中であり,バルクタングステン・ダイ バータの実規模実験が開始されようとしている[21,22].

ITER ダイバータ領域のプラズマ条件は、一般に内外非 対称性が現れるとともに、部分非接触状態であるため複雑 である[23-25].外側ダイバータにおける非接触状態のス トライク点付近で、熱負荷、粒子負荷、電子温度、電子密 度は、5 MW/m²、 \sim 2×10²⁴ particles/m²s、1-2 eV、 \sim 2 ×10²¹ m⁻³、一方、熱負荷がピークとなる7-8 cm外側では 10 MW/m²、 \sim 10²³ particles/m²s、10 eV、 \sim 10²¹ m⁻³ と急 に変化する. He 密度は 1~5% と予測され、通常の放電時 間は~400 s である.本章では、上記 4 課題の物理的特徴 と、ITER で予想される問題について述べる.

3.2 He プラズマによるタングステン材料の損傷3.2.1 損傷機構の解明

核融合炉では炉心プラズマ中のヘリウム (He) 密度は水素同位体と比較して一桁以上少ないと予想されることか

3. Progress and Issues in PWI Studies of Tungsten for ITER TOKITANI Masayuki and UEDA Yoshio

authors' e-mail: tokitani.masayuki@LHD.nifs.ac.jp, yueda@eei.eng.osaka-u.ac.jp

ら、今から約15年前までは He による材料損傷について活 発な議論は成されていなかった.このような状況の中,基 礎研究の積み重ねの結果から高密度の He バブルや転位 ループの形成など、金属における He の尋常でない照射効 果が徐々に明らかにされ、近年ではプラズマ・壁相互作用 (PWI)研究における中心的な話題となってきた.特に、透 過型電子顕微鏡 (TEM)を用いたナノスケールにおける損 傷組織観察の貢献は顕著であり、He が金属材料に及ぼす 照射効果を目に見える形で示してきた[26].

図1は、(a)He イオンおよび(b)重水素イオンをタング ステンに照射した場合の欠陥形成過程の違いを TEM によ り観察した例である[27,28]. He 照射において, 円状に明 るく見えるものが He バブルであり、内部は数 GPa を超え る高圧の He ガスで満たされている.また, (a), (b) それ ぞれにおいて暗いドット状コントラストで存在しているも のが、転位ループと呼ばれ、格子間原子や空孔が結晶面に 集合して形成される照射欠陥の一種である. He イオン照 射では、弾き出し損傷を引き起こさない低エネルギーでの 照射 (タングステンの場合 400 eV 以下) であるにも関わら ず,転位ループやHeバブルなどの欠陥の形成が室温(R.T.) においても極めて顕著であるとともに、形成された欠陥は 高温(~1073 K) まで安定に存在している。一方、重水素 照射では、例えば3keV 程度のエネルギーで~10²¹ D/m² のオーダーまで照射しない限り,転位ループやキャビティ (空孔集合体) などの欠陥形成には至らないだけでなく、こ れらの欠陥(主に転位ループ)は熱的に不安定であり、773 ~973 K 程度の焼鈍でほぼ完全に回復させられることが実 験的に証明されている[29]. He では同様なエネルギー領 域において,重水素よりも約2桁低い照射量から欠陥形成 が確認される.Heが他のイオン照射と比較にならないほ ど激しい照射効果を示す理由は以下のようにまとめられる.

(a) He irrad. @ 0.25 keV



(b) D irrad. @ R.T. (Room temperature)

0.5keV	2.0keV	3.0keV
5.4x10 ²¹ D/m ²	1.5x10 ²² D/m ²	2.3x10 ²² D/m ²
State State	The second second	
15 A (1-20 - 20)		C
Read in Lines	Marine Street	a president and
12. 200 200	and the second	
8-22 Mar 1 - 100	Statistical Constant	1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1
	Carrier	1
	C. A. C. C. C. C. C.	50
		50nm

図1 (a) He を 0.25 keV で照射した場合の欠陥形成過程の温度依存性[27].(b)重水素を室温で照射した場合の欠陥形成過程のエネルギー依存性[28](すべてタングステンの TEM 像).

- He は原子サイズが小さく、200 K 以上の温度であれば ほとんどすべての金属において格子間を容易に移動す ることができる[30].
- He は原子空孔やバブルとの結合力が極めて強く(E_D ~4 eV),材料の融点に近い高温まで解離しない [30,31].

つまり、欠陥形成過程としては、図2に示す模式図のよう に考えることができる.まず,材料温度が室温の場合,金 属材料中に注入された He は格子間を自由に動き回り、原 子空孔を核として互いに集合し、He-空孔複合体を形成す る.図1(a)のように He の入射エネルギーが弾き出し損傷 形成の閾値以下であれば、照射誘起による空孔供給が期待 できないが、この場合には潜在的に存在する格子欠陥(原 子空孔を含む)や不純物がHe捕捉の核として機能する.空 孔でのHe捕捉量が過多になりHe-空孔複合体の圧力が一 定値(数 GPa)を超えると、結晶格子を構成する原子を格 子間位置へ弾き出す、つまり、自己格子間原子 (SIA) もし くは SIA ループを放出して自らの体積を獲得し、サイズを 増大させていく. これをループパンチングと呼ぶ. 弾き出 された原子は格子間位置に集合し、図1(a)で暗いドット 状コントラストで見える格子間型の転位ループが次々と形 成されていく、これがHeバブル形成の初期過程である。照 射積算量が増加し、バブル (He-空孔複合体) のサイズが 増大していくと (~0.1 nm), ループパンチングによる成 長よりエネルギー的に有利となる照射誘起拡散(非熱過 程)によるバブル同士の集合と合体(バブル間相互破断) による成長が優先的に発生する.このような過程を経て, TEM で観察可能(1~2 nm 以上)な He バブルへと成長す る. He バブルが熱的に移動可能となる 1173~1273 K 以上 の高温度においては, 室温の場合と比較してバブル間相互 破断を起こす確率が増加し、より激しい損傷組織が形成さ れる[32].

3.2.2 損傷形態とその発生条件

これらHeバブルや転位ループなどの照射欠陥の形成は, 表面を硬化させ,金属材料が本来有する粘り強さ(靭性) を低下させるなど[33],機械的特性の劣化を招くことは以 前から知られているが,それだけに留まらず,様々な物理 過程へ影響を与えることがわかっている.例えば,ステン レス鋼については,室温において~10²¹ He/m² 以上の高照



図2 He 照射による金属材料への欠陥形成過程の模式図.

射領域では,バブル内部の He 捕捉サイトがすべて満たさ れ,転位ループなどの歪場が He の弱い捕捉サイトとして 機能する.この状態の材料を加熱した場合,室温~473 K の温度領域で多量の He が放出される原因となることが確 認されている[34].室温近傍での多量の He 放出は,プラ ズマへの不純物混入問題の一つとして想定しておく必要が ある.ITER ダイバータで予測されるターゲットの温度は ストライク近傍で 1300 K,そこから外れた比較的低い領域 で500 Kほどであると推測されているが[24,35],タングス テンターゲットの場合,前者の温度域ではバブル間相互破 断による激しい損傷形成,後者では,転位ループなどの歪 場の周辺に捕捉された多量の He 放出が想定される.

タングステンの He 損傷研究において近年で最も特筆す べきものは、1000~2000 K の温度領域においてダイバータ プラズマと同じわずか 20 eV 程度の低エネルギー照射に よって、 タングステン表面に綿毛のようなナノサイズ突起 (W-fuzz) が形成されることが実験的に示されたことであ る[36]. 図3は線形型ダイバータシミュレータ装置 (NAGDIS) におけるHe照射で確認されたW-fuzz層の断面 SEM 像である. ナノ突起は1~20 nm 程度の大小様々な He バブルで満たされた多孔質構造であり[37],その初期成長 過程について、ボイドスウェリングとバブル間相互破断の 繰り返しによるモデルが提唱されている[36].同様な構造 は PISCES-B 装置においても確認されており[38], 図4に まとめられるように、イオンエネルギー、プラズマフルエ ンス,温度の3つのパラメータの関係でバブル形成(bubble formation) に留まるか,あるいは W-fuzz 構造 (nanostructure formation) へと進展するかが異なってくる [36]. この図から求められる温度とイオンエネルギーの条件は, ITER ダイバータの運転条件に近いことから, ITERのタン グステンアーマー材においても,W-fuzz構造が連続して形 成される可能性も考えられる. このような W-fuzz 構造は 表面の熱伝導率の低下を招くことが実験的に示されている [39,40]. さらに,水素同位体捕捉量の増加など望まれない 影響をもたらすことも予測されるが[41], W-fuzz に対す る水素同位体捕捉特性の定量的な評価は未だ行われていな い. 一方, 水素については, 原子空孔との結合力が弱く, タ



図 3 NAGDIS において, 50 eV の He イオンを 2×10²⁶ He/m² 照射した後のタングステン表面の断面 SEM 像[36](照射中 の試料温度:1700 K).

ングステン中に注入された場合には約800Kまででほぼ完 全に脱離されるため、水素同位体単独の照射ではこのよう な損傷組織は形成されない[42-44].したがって、ITER ではプラズマ中のHe 濃度にもよるが、運転の初期段階な どで、図4の nanostructure formationの条件が満たされな い場合、形成に至らない可能性もある.

3.2.3 温度変化の影響と実機における発生条件

核融合科学研究所の大型ヘリカル装置(LHD)では、2003年度のプラズマ実験より、図5に示す可動式のマテリアルプローブシステムを用いて、タングステン材料を ダイバータのストライクポイント位置まで挿入し、Heや 水素プラズマへの照射実験が行われている.図6は、表1 に示す条件でタングステン試料をHeプラズマに曝露した 後の内部損傷組織である[45].(a)はバブルなどを観察す る条件に合わせた明視野像,(b)は強い歪場を観察する条



図 4 NAGDIS-II および PISCES-B の実験で得られた, He の入射 イオンエネルギー,タングステンの表面温度, He 照射量 (He/m²) に対する W-fuzz 構造 (nanostructure)の形成条 件の相関図[36].



図5 LHD マテリアルプローブシステムの模式図.



- 図 6 He ダイバータプラズマ曝露後、タングステン内部に形成された照射欠陥の(a)明視野像、(b)暗視野像[45].
- 表1 He ダイバータプラズマ照射時の典型的な中心プラズマの パラメータ.

	total discharge time	electron density $(n_{\rm e})$	ion temperature (T_i)
He plasma	1s (one discharge)	$3.1 \times 10^{19} \text{ m}^{-3}$	1.5 keV

件に合わせた暗視野像であり、(b)像中で明るく見えるも のが転位ループなどの歪場に対応する. 両像ともダイバー タプラズマのストライクポイントから約13mm 離れた位 置の試料である.照射中の試料表面温度は正確に測定でき ていないが、1273 K 程度まで瞬間的に上昇した可能性があ る. ダイバータプラズマの代表的なパラメータは Te~20-30 eV, $n_{\rm e} \sim 10^{18} \,{\rm m}^{-3}$, $q \sim 1-3 \,{\rm MW/m^2}$, シースによるイ オン加速を考慮したダイバータプラズマの入射エネルギー とフラックスはそれぞれ~100 eV,~10²² He/m²s 程度で あったと予測される.弾き出し損傷を形成しない入射エネ ルギーで,わずか1秒の照射時間にもかかわらず,10 nm を超えるバブルや微細な転位ループが高密度に確認でき る. He バブルの形状は完全な球体のものだけでなく、 歪な 形状のものも含まれているが、これには、"パルス的な照 射条件"が影響していると考えられる. すなわち, 急激な 熱・粒子負荷が加わったことにより著しい He バブルの成 長が起こるが、その後、試料温度の低下が早く進行したた め、原子空孔への He 供給とバブル成長が非平衡状態とな り歪な形状になったことが考えられる.前述した定常的な He 照射環境だけでなく、パルス的な熱・粒子負荷条件に おいても顕著な損傷が確認されたことは重要である. 例え ば、曝露時間としては ms オーダーであるが、ELM やディ スラプション時に放出される間欠的な粒子負荷が、ストラ イクポイントから離れたアーマー材料に到達すれば、通常 は粒子負荷の少ない場所においても同様な損傷組織が形成 される可能性もある.

この結果を踏まえ、タングステンタイルの長期の照射試 験が必要との判断から、2008年度のLHD実験では、タング ステン被覆炭素材(VPS-W/IG)ダイバータタイルの長期 照射試験が実施された.図7は、約3ヵ月間のプラズマ実 験で使用されたVPS-W/IGタイルのタングステン被覆層表 面の断面 TEM 像である[46].表面から深さ約40 nm に 亘って明るく楕円状に見えるものが、注入された He プラ



図7 LHD で使用された VPS-W/IG タイル損耗領域の断面 TEM 像[46].

ズマ粒子によって形成された高密度のガスバブル (気泡) である.サイズは大小様々であるが、大きいものは直径 20 nm まで成長しており, 主に He プラズマ放電, あるいは He グロー放電洗浄などの積み重ねで形成されたと考えら れる. 前述したように、これらの損傷組織は水素照射では 見られない He 照射に特有の現象であり,バブルサイズや 密度から判断して、タングステン表面の温度は1273 K以上 まで上昇したと推察できる.また,主放電時において,弾 き出し損傷の閾値(*E*_{disp}~400 eV)を超えるようなイオン 束の入射は約3%程度と極僅かであるが、バブルの存在深 さは100 eV前後のHeイオン入射の侵入長(2~3 nm)を大 きく越えており、入射された He が材料深部まで拡散して 捕捉されたことを示唆している。このような高密度なバブ ル層の形成は、マトリクスの密度の減少による表面熱伝導 率の低下,表面積の増加による不純物元素の付着のみなら ず、バブルやその周辺の欠陥層が新たな捕捉サイトとな り、水素同位体捕捉量の増大をもたらすなど、予期せぬ弊 害に繋がることが懸念される. ITER では、ダイバータ ターゲットへの粒子の入射フラックスは LHD と比較して 1~2桁程度高くなるため、形成される欠陥はLHDで観 察された以上の密度や深さに達すると予想される.

以上のように,Heが照射された場合にタングステンへ 高密度の欠陥層が形成されることは避けられない状況では あるが,まずは,ITERにおける照射欠陥の形成/発展機 構の予測とそれが直接的/間接的にプラズマへ与える影響 を整理することが重要である.その上で,例えば添加元素 や結晶構造の最適化などで材料内部のHeを効率的に集合 させずに欠陥形成を低減できる材料の開発や,実機中で欠 陥層を効率的に除去するクリーニングシナリオの検討など を行い,He照射によるトリチウムの蓄積や表面脆化の進 行を抑制する工夫が必要である.

3.3 Mixed-material 堆積層の形成による表面変質 3.3.1 ITER における Mixed-material 堆積層の検討

ITER でタングステンはドームとバッフル部にアーマー 材料として使用されるが、ダイバータ部の高熱負荷領域に はCFCが、第一壁にはBeが使用される予定である[47].こ れらのアーマー材料は PWI 過程によりスパッタリング損 耗を受け、一部は内側ダイバータの方向へ輸送され再堆積 し、一部は、ストライク点から離れた領域やプラズマが直 接当たらない領域、例えばドームの特定の場所、タイル間 のギャップあるいは排気口などに再堆積層を形成すること が予想される.形成された堆積層は W, Be, C と真空容器 内の燃料粒子やガス不純物等を含むいわゆる Mixedmaterial で構成される. Mixed-material 堆積層は,通常の 壁面と比較して燃料粒子や He の捕捉特性の変化をもたら すだけでなく,堆積層自身が望まれない不純物として振る 舞う可能性があり,ITER 運転では H-H 放電フェーズでそ の物理的特性をいち早く分析すると共に,除去や低減手法 を試験する必要がある.このような背景から,ITER で想 定し得る Mixed-material の重水素捕捉特性の研究が実施さ れている.

例えば、図8は、実験室において熱処理で作成した(a) Be₂C,(b)Be₁₂W,(c)WC試料へ200 eVの重水素イオンを 照射した場合の照射量に対する重水素保持量[48]の実験結 果と、同じくBe,Graphite,Wにおける結果[49-52]を同 時に示したものである。Be₂C,とBe₁₂Wの重水素捕捉特性 は共にBe単体と類似しており、Be₂CではGraphiteより照 射蓄積量に関わらず2~3倍程度高い保持量であることが わかる。また、Be₁₂WではWと比較すると低照射領域(~ $10^{21} D/m^2$)での捕捉量が約1桁高くなることが確認でき る。さらに、WCではCではなく、Wに類似した捕捉傾向



図8 実験室において熱処理で作成した(a)Be₂C, (b)Be₁₂W, (c)WC 試料へ 200 eV の重水素照イオンを照射した場合の 照射量に対する重水素保持量[48].Be, Graphite, W への 照射量依存性も同時に図示[49,50-52].

を示すが,低照射領域(~10²⁰ D/m²)から高照射領域(~ 10²⁴ D/m²) に移行する過程で急激な捕捉量の増加が見ら れ,Wと比較して総捕捉量が2-3倍程度高くなっているこ とが確認できる.これは,Cの混入により,Dの反射係数が 実効的に減少することと,DとCの結合により捕捉量が増 大することによると推察される.

これらの結果は何れも実験室において形成した Mixedmaterial によるものであるが、実機環境では、これまでの 実験室実験ではあまり意識されてこなかった2つの重要な 要素を考慮しなければならない.1つ目に、Mixedmaterial の形成は連続して発生するため、水素同位体に とっては常に新しい捕捉サイトが形成され続けることを考 えておかなければならない.また、堆積層への水素同位体 の飛来(捕捉)は堆積層の形成と同時に発生し、真空容器 中に存在するガス不純物なども同時に捕捉される(共堆積 する)ことも重要である.2つ目に、特にトカマクでは、 ディスラプションや ELM などによる急激な表面温度の変 動などにより堆積層に応力が生じ、剥離に至る可能性があ ることも予測しておく必要がある.

3.3.2 LHD 実験における発生条件

このような観点において、例えばLHDでは、第一壁にス テンレス鋼、ダイバータに等方性黒鉛が使用されているこ とから [53], C, Feを含む Mixed-material 堆積層の形成が 確認されており、詳細な物理特性の研究が進められてい る. タングステンが使用されていないことから, ITER の 堆積層を想定するにおいて LHD では不十分だと思われる かもしれない.しかしながら、例えば、実機で形成される 炭素や金属堆積層の結晶構造はバルク材と異なると予想さ れるが、LHD の堆積層の水素同位体捕捉能を調べること で,バルク材と比較して水素同位体の捕捉量がどのように 異なるのかの相対的な差を検討することができる.また, アモルファスに近い微結晶の場合,転位の移動による塑性 変形は関係してこないため、形成される堆積層の機械的特 性に関しても LHD の Mixed-material 堆積層の分析結果が 参考になると考えられる. 図9(a)は第一壁上に設置して おいたSi基盤表面に形成されたMixed-material 堆積層の断 面 TEM 像である. また, 図9(b)は, 図9(a) 堆積層中の炭 素 (C),鉄(Fe),酸素 (O)の組成分布をエネルギー分散 型 X 線分析装置 (EDS) で捉えたマッピング像である [54]. 色の濃い部分は注目している各元素の濃度が高い場 所を意味している.Si 基盤表面から成長を始めた堆積層 は、プラズマの放電履歴に依存して異なる組成の層を形成 しながら最終的に約1µmの厚みに成長していることがわ かる.この像で注目すべき点は2つある.1つ目に、ダイ バータにCが使用されているためにこの領域の金属第一壁 (SUS316L) 表面はCが主成分の堆積層へと変化させられ ているだけでなく、C 堆積層はアモルファスに近い極めて 微細な構造であり,水素同位捕捉能が高いことが予測され る点である.これとほぼ同じ構造がダイバータタイル上の 堆積優先領域でも確認されているが、その水素捕捉量はバ ルクの炭素材と比較して5~6倍高いことが確認されてい る[55].2つ目に、グロー放電洗浄や主放電など、プラズ



図 9 (a) LHD 第一壁上に形成された Mixed -material 堆積層の断 面 TEM 像および,(b)対応する EDS 組成分布像[54].

マ放電履歴に依存して堆積層の組成が変化することが明瞭 に理解でき、Fe 層の間で堆積層の破断が発生し、堆積層ご と剥離させていること、つまり、Fe を含む堆積層は機械的 に脆く、堆積層の剥離の要因となっていると考えられる点 である.これには、Fe と C の熱膨張係数の違いなども関係 している可能性がある.堆積層が剥離に至るとそれ自身が ダストとなり、ダストとともにそこに捕捉されている燃料 粒子や不純物も同時に真空容器中へ放出されることとな る.このように見ると、Mixed-material堆積層の場合、単 一組成の堆積層では予想もしなかったメカニズムにより、 水素同位体を含む多量のダスト発生などを想定しておかな ければならないことがわかる.

Be, W, Cの3元系 Mixed-material 堆積層が形成される ITER 環境を想定した場合,今後必要な基礎研究として, まず,深さ方向に組成の異なる各種2元系材料を形成し, 堆積材料の組み合わせや生成温度により深さ方向に複雑に 変化する Mixed-material の結晶構造,水素同位体捕捉特性 や機械的安定性に対しての定量的な評価を行うことが重要 である.次に,3元系材料において同様な実験を行う必要 がある.3元系材料の堆積とプラズマ粒子照射の同時環境 は高度に複合化した対象であるため,実験室環境において 実現可能であるのかどうかの検討が必要である.また,現 在稼働中の実機にBe,W,Cの材料を部分的に持ち込 み,堆積や照射を模擬した実験も重要である.

3.4 中性子照射損傷を持つタングステン中のト リチウム蓄積

ITER では運転後半の工学フェーズで、ダイバータのみ ならず、第一壁もタングステン化することが想定されてい る.しかしながら、ITER では第一壁も水冷され、表面温度 は、423~473 K 程度と考えられている.このダイバータタ イルと比較して低い温度領域においては、プラズマとして 照射されたトリチウムイオンは、タングステン中を拡散 し、内部に存在する捕捉サイトに捕捉されると考えられ る.タングステン実用材料には、固有の捕捉サイトが存在 するが,近年の研究より,核融合炉環境下では,核燃焼プ ラズマで発生した中性子が,タングステン材料内部に形成 した弾き出し損傷が主たる捕捉サイトになると考えられて いる.従って,この捕捉サイトの生成密度やそのトリチウ ムとの結合エネルギーを評価し,タングステン第一壁中の トリチウム蓄積量を正しく評価すること,そしてもしトリ チウム蓄積量が問題になる場合は,その除去法を確立して おくことが必要となる.

タングステンの中性子照射影響については,既に研究が 行われ,欠陥のアニーリング挙動が明らかにされ,常温以 上では,373~723 K 付近と 923~1273 K にステージ II とス テージ IV と呼ばれる,欠陥の回復ステージが抵抗率の測定 より明らかになっている[56].しかしながら,水素同位体 の蓄積という観点から見た場合は,以下の点を明らかにし なければならない.

- 中性子照射により形成される欠陥の種類(空孔,空孔 のクラスタ,転位ループなど)と欠陥密度(照射量依 存性,温度依存性)
- ② それぞれの欠陥に捕捉される水素同位体数と結合エネ ルギー
- ③ 照射欠陥を持つタングステン中の水素の拡散・捕捉・ 脱捕捉挙動
- ④ 昇温による欠陥の回復挙動と水素同位体放出挙動

しかしながら,水素同位体挙動という観点からの研究は, 近年まであまり行われていない.特に,ダイバータから第 一壁まですべてタングステンアーマー材を使用した場合に は,温度の低い第一壁(473 K 程度以下)中の照射損傷に起 因する捕捉サイトへのトリチウムの捕捉が,炉内の主たる トリチウム蓄積機構となる.したがって,この温度領域で の照射損傷へのトリチウム蓄積を正しく理解することがタ ングステンを第一壁にも使用する場合には不可欠である.

最近.特に ITER でのトリチウムリテンション評価の重 要性が認識されるに伴い、このようなタングステンの照射 欠陥への水素同位体捕捉挙動の研究が各国で行われるよう になってきた. 中性子照射材を用いた実験は、 試料の取り 扱いが困難であることから、高エネルギーイオンを用いて 損傷を与えたタングステン中の水素同位体蓄積挙動に関す る研究が多く行われている.使用されているイオンは、タ ングステンイオン (5.5 MeV) [57], Si イオン (12 MeV) [58], Hイオン (300 keV) [59] である.これらの照射損傷 を持つタングステンに対して,低エネルギーの重水素を飽 和状態まで注入し、イオン照射損傷に捕捉される重水素の 密度分布や重水素蓄積総量を測定した.この結果より,重 水素の飽和密度を捕捉サイト密度と仮定して、照射欠陥に よる捕捉サイトの生成率が見積もられた. その結果の一部 (12 MeV Si 照射) [58] を図10に示す. ITER で予想される 中性子による最大のdpaは0.7程度であるが、その場合には タングステン原子比で約0.4%の重水素が蓄積されること がわかった(473 K で重水素を注入した場合).他のイオン 損傷への重水素蓄積割合も3倍程度の誤差で一致してい る. また, 1 dpa 付近では, 蓄積量の増加率は dpa の増加率 に比べ低く, 蓄積量が飽和し始める傾向が見える. また,



図10 12 MeV Si イオンで損傷を与え、重水素イオンを注入して 飽和した後の重水素蓄積量と dpa の関係[58](+のデータ は[59]より引用).

773 K での重水素注入では蓄積量は大きく減少した. 原型 炉では壁温度がこの温度以上であるため(フェライト鋼が 構造材でタングステンがアーマー材の場合,表面温度は 773~873 K 程度と考えられる),第一壁タングステン中の トリチウム蓄積は大きな問題にならない可能性が示唆され た.

しかしながら,近年,中性子照射したタングステン材を 用いた実験が日米協力で始まり,初期的な結果であるが, 試料温度が773 K でも473 K での値と比較して,重水素蓄 積量が減少しないという結果が得られている[60].中性子 照射は,イオン照射と以下のような違いがある;(1)中性 子照射損傷は,試料全体に及ぶが,イオン照射損傷は表面 から数 µm の深さにとどまる.(2)中性子照射により弾き 出される原子のエネルギー分布関数は,イオン照射に比 べ,高エネルギー側の成分が多い.(3)中性子照射は,弾き 出し損傷のみならず,元素変換も伴う.中性子照射材料中 の水素同位体挙動は,学術面,および工学面の両面から今 後さらに研究が必要であると考えられる.

3.5 パルス熱負荷によるタングステンの溶融と 亀裂の発生

3.5.1 溶融の発生条件と対向機器への影響

トカマクのHモードプラズマにおいて、ペデスタルに蓄 えられたエネルギーが間欠的に放出される現象がELM (Edge Localized Mode) である. ELM が発生するとダイ バータ板に短時間に多くのエネルギーが照射される. ITER において、Type-I と呼ばれる ELM のパルスエネル ギーによりダイバータ板が受ける熱負荷密度は、1~2 MJ /m² で、パルス幅は~0.2 ms 程度と想定されている[61]. タングステンは、パルスエネルギーによる熱負荷密度が~ 1 MJ/m² (パルス幅 0.5 ms)を越えると表面が溶融する (溶融限界と呼ぶ). このことを考慮して、ELM の熱負荷 密度を 0.5 MJ/m² 以下に下げる方法が検討されている. 溶融層の挙動については,電子ビーム装置やトカマク装 置で基礎的な研究が行われている.ディスラプションや ELM を模擬したパルス熱負荷を与えて表面が溶融した場 合の状態変化の模式図を図11に示す[62].溶融層は,プラ ズマからの圧力,電磁的な力,および蒸発や沸騰に伴う力 を受け,表面層の形状が変化し,溶融した微粒子(溶融粒 子)が放出される.さらに,高い熱負荷が収まると凝固す るが,凝固後は一般に表面形状は平坦でなくなり,さらに 大きな結晶粒や内部空洞が形成される.

3.1節でも触れたが、溶融層のダイナミクスについては、 TEXTORトカマクのテストリミター実験で詳細に調べら れている[20].この実験では、タングステン板を、TEX-TORトカマクのエッジプラズマに曝し、秒単位の時間ス ケールで溶融させる実験を行っている.溶融層の表面から は、熱電子放出量が増加し、その結果電流が流入する.こ の電流と閉じ込め磁場による、J×Bの電磁力により、溶融 したタングステンが運動することが見いだされた.ITER や原型炉では、J×B電磁力だけではなく、プラズマの圧力 も無視できず、これらの力によって溶融層の運動が支配さ れる.ただ、ELMやディスラプションのように、溶融層の 形成がミリ秒のオーダーで起こり、プラズマ圧力が大きい 現象については、プラズマ圧力が主たる溶融層の駆動力に なる.

溶融層が凝固し,表面の凹凸がある程度大きくなると (ラーマー半径程度以上),局所的に熱集中が起きるように なり,次のパルス熱負荷や,あるいは定常熱負荷でも溶融 が促進される.溶融層の形成は,溶融粒子の発生と,それ に伴うコアプラズマへの無視できないタングステンイオン の混入につながる可能性があり,核燃焼プラズマの維持に は許容できない.さらに,溶融層が隣り合ったタングステ ンのモノブロックを架橋すると,凝固後に引っ張り応力を 生じ,冷却管に曲げ応力がかかる.冷却管はこのような力 には一般的に弱く,破断につながることも考えられるた め,凝固層による架橋は避けるべきであると考えられてい る.また,凝固層は結晶粒が成長し,材料強度が極めて小 さくなるため,材料の健全性維持の観点からも大規模な溶 融は避けなければならない.したがって,表面溶融が起こ



図11 ディスラプションや ELM を模擬したパルス熱負荷を与 え、表面が溶融した場合の表面状態変化の模式図[62].

るようなパルスエネルギーを持つディスラプションや ELM は、十分に緩和されなければならない.

3.5.2 繰り返しパルス熱負荷による表面亀裂の発生と進展

パルス熱負荷が繰り返し与えられると、表面の溶融以外 に亀裂の発生が認められる.図12に溶融限界を20%程度越 えたパルス熱負荷が与えられた場合(パルス幅:0.2 ms) の表面近傍の亀裂の発生の様子を示す(パルスプラズマに よる実験[63]).表面近傍の温度は、熱パルスの繰り返し により, 上昇と下降を繰り返し, それに伴い膨張と収縮が 繰り返される.この結果,熱疲労現象により, 亀裂が発生 する. 亀裂には2種類有り, 結晶粒の粒界に沿って成長し, 数 100 µm の深さまで達する亀裂(Major crack)と,結晶 粒内に発生し、結晶粒界を越えて成長しない 亀裂 (Minor crack) である. ITER のダイバータで使用される予定のタ ングステンモノブロック材は、結晶粒界は表面に垂直な方 向になるように圧延加工されている.したがって、図12に 示されるように、 亀裂 (Primary crack) は表面に垂直に進 展する.このように垂直に発生する亀裂は、溶融限界より も1桁程度低い熱負荷でも、繰り返し回数を10⁶回程度ま で増やすことで発生することが示されている[64]が、熱除 去性能は大きく損なわれない. さらに, パルス熱負荷と定 常熱負荷が繰り返し加わった場合に、パルス熱負荷だけの



図12 高パルス熱負荷入射(0.75 MJ/m², 10回)により発生した タングステン溶融層の挙動[63].

場合に比べて, 亀裂の進展が進むことを示唆する結果が得 られている[65]. このように、実際の実機プラズマ照射に 近い環境において、亀裂の発生や進展について新たな研究 結果が示されるようになり, ITER においてフルタングス テンダイバータを使用した場合は、um 程度以上の大きさ の亀裂の発生は避けられないと考えられる. 今後の課題 は、この亀裂がどこまで進展するか、あるいは、問題のな いレベルで飽和するか、を明らかにし、もし、この亀裂の 進展が問題になるようであれば、例えば亀裂が進展し難い ように結晶粒界を強化したタングステン材料開発や、問題 となる熱負荷をできるだけ減らすようなプラズマの制御法 などを検討する必要がある.また、これまでの研究では、 電子ビーム照射や重水素パルスプラズマ照射が主に用いら れてきたが、3.2節で示されたように、タングステンの表面 状態に及ぼす He の照射効果は極めて大きく、これがパル ス熱負荷効果に影響を及ぼすことが十分に考えられる. し かし、例えば、タングステンの表面にナノ構造が形成され た場合には、むしろパルスプラズマによる亀裂の発生が抑 制される場合があることも示されている[66]. LHD の場 合には、10 nm を超えるバブルや高密度の転位ループが観 測されたが、ナノ構造や um スケールの亀裂の発生は現時 点では確認されていない. 今後のプラズマ加熱パワーの増 強により、ダイバータプラズマの熱/粒子束が増大した場 合,図6,図7で示した損傷組織がナノ構造へと発展する ことも考えられ、実機においてナノ構造と亀裂の発生がど のように関係してくるのかを、LHDを用いて検証できる可 能性もある. このように、プラズマ(特に He イオン)がパ ルス熱負荷と同時に照射された場合の影響については、今 後さらに研究を進めていく必要がある.

3.6 まとめと PWI 研究の課題

本章では, ITER に向けたタングステン PWI 研究の進展 について,重要だと思われる4つの課題を採り上げ,それ らが共に ITER を含めた核融合炉におけるタングステン材 料の寿命や熱伝導特性の劣化,炉心プラズマへの不純物放 出,燃料粒子バランス,トリチウムインベントリーなどへ どのように関わってくるのかについて述べた.

「He プラズマによる金属材料の損傷」では,ITER ダイ バータ環境で予想される損傷の特徴を示し,発生する条件 (温度,照射エネルギーと積算照射量)が明らかになってき たことを示すと共に,W-fuzz構造の形成による表面熱伝導 率の低下の懸念などを述べた.本構造に対する水素同位体 捕捉特性の定量的な評価を早急に実施する必要がある.

「Mixed-material 堆積層の形成による表面変質」では, ITER 環境で想定される組成において,WとCのMixedmaterial の場合に重水素の総捕捉量がWと比較して2-3倍 高くなることを示した.また,LHD実験などの実機実験の 成果を基に,実機環境では,堆積層形成が不純物や水素同 位体などとの共堆積により連続して発生するだけでなく, 特にトカマクでは,ディスラプションや ELM などの急激 な熱変動などにより堆積層に応力が生じ,剥離に至る可能 性があるなど,実験室環境との違いを指摘した.ITER 環 境を想定すると、最終的には Be, W, C の 3 元系 Mixedmaterial に対して、深さ方向に組成を変えた堆積層、ある いは堆積と照射の同時環境下で形成された Mixed-material 堆積層における水素同位体や He の滞留挙動や堆積層の構 造評価も今後必要である.

核融合炉において重要となる「中性子照射損傷を受けた タングステンにおけるトリチウム蓄積の問題」では、特に、 第一壁にもタングステンを使用した場合には温度の低い (473 K 以下)領域での照射損傷へのトリチウム蓄積が増加 する懸念がある.ITER における中性子による最大推定値 dpa(0.7)をイオン照射によって模擬したタングステンにお いて、重水素の捕捉量は照射温度 473 K でタングステン比 で 0.4% に達するが、773 K の場合大幅に減少する.しかし ながら、核融合で発生した中性子を用いた照射ではイオン 照射と異なり、試料温度が 773 K でも 473 K での値と比較 して、重水素蓄積量が減少しないという結果も出てきてお り、高エネルギー核融合中性子の照射量が1桁以上多くな る原型炉への外挿には PWI および材料工学面の両面から 検討が望まれる.

「パルス熱負荷によるタングステンの溶融と亀裂の発生」 については、ITER 環境を模擬したタングステンへの亀裂 の進展に関して、比較的低いパルス熱負荷であっても、繰 り返し回数が増加すると亀裂が発生し易いことがわかって きた.さらに、パルス熱負荷と定常熱負荷が繰り返し加 わった場合に、パルス熱負荷だけの場合に比べて、亀裂の 進展が進むことを示唆する結果も得られている.ITERの ダイバータでは、亀裂が結晶粒界方向(熱伝導の方向)に 進展するように工夫されており、現状では熱伝導に支障を 与えないようであるが、損傷が発展するか飽和するかにつ いて熱負荷条件の検討や He 照射効果の有無などの検討や 検証が今後重要になってくると思われる.

参考文献

- [1] T. Funabiki et al., J. Nucl. Mater. 329-333, 780 (2004).
- [2] Y. Ueda et al., J. Nucl. Mater. 337-339, 1010 (2005).
- [3] Y. Ueda et al., Nucl. Fusion 44, 62 (2004).
- [4] K. Tokunaga et al., Fusion Eng. Des. 81, 133 (2006).
- [5] X. Liu et al., Fusion Eng. Des. 70, 341 (2004).
- [6] S. Tamura et al., J. Nuc. Mater. 329-333, 711 (2004).
- [7] R. Neu et al., Plasma Phys. Control. Fusion 44, 811 (2002).
- [8] A. Thoma et al., Plasma Phys. Control. Fusion 39, 1487 (1997).
- [9] R. Neu et al., J. Nucl. Mater. 367-370, 1497 (2007).
- [10] V. Rohde *et al.*, Plasma Phys. Control. Fusion **51**, 124033 (2009).
- [11] Y. Ueda et al., J. Nucl. Mater. 390-391, 44 (2009).
- [12] M.J. Rubel *et al.*, Fusion Eng. Des. **83**, 1049 (2008).
- [13] T. Tanabe *et al.*, J Nucl. Mater. **283-287**, 1128 (2000).
- [14] M.Z. Tokar et al., Nucl. Fusion 7, 1691 (1997).
- [15] J. Rapp et al., Plasma Phys. Control. Fusion 39, 1615 (1997).
- [16] Y. Ueda et al., J. Nucl. Mater. 363-365, 66 (2007).
- [17] Y. Ueda et al., Nucl. Fusion 49, 065027 (2009).
- [18] T. Nakano et al., Nucl. Fusion 49, 115024 (2009).

- [19] M. Fukumoto *et al.*, J. Nucl. Mater., *in Press*.
- [20] J.W. Coenen, et al., J. Nucl. Mater., in Press.
- [21] G.F. Matthews et al., J. Nucl. Mater. 390-391, 934 (2009).
- [22] J.P. Coad *et al.*, J. Nucl. Mater. **390-391**, 992 (2009).
- [23] A.S. Kukushkin et al., J. Nucl. Mater. 290-293, 887 (2001).
- [24] G. Federici *et al.*, J. Nucl. Mater. **290-293**, 260 (2001).
- [25] G. Federici et al., J. Nucl. Mater. 313-316, 11 (2003).
- [26] N. Yoshida et al., J. Nucl. Mater. 337-339, 946 (2005).
- [27] H. Iwakiri et al., J. Nucl. Mater. 283-287, 1134 (2000).
- [28] R. Sakamoto et al., J. Nucl. Mater. 220-222, 819 (1995).
- [29] N. Yoshida et al., J. Plasma Fusion Res. 84, 929 (2008).
- [30] A. Van Veen *et al.*, Rad. Effects **78**, 53 (1983).
- [31] J.K. Nørskov and F. Besenbacher, J. Less-Common Met. 130, 475 (1987).
- [32] T. Baba et al., Materials Transaction 46, 565 (2005).
- [33] H. Iwakiri et al., J. Nucl. Mater. 258-263, 873 (1998).
- [34] M. Tokitani et al., J. Nucl. Mater. 329-333, 761 (2004).
- [35] J. Roth *et al.*, J. Nucl. Mater. **390-391**, 1 (2009).
- [36] S. Kajita et al., Nucl. Fusion 49, 095005 (2009).
- [37] N. Ohno et al., J. Nucl. Mater. 363-365, 1153 (2007).
- [38] M. Baldwin et al., Nucl. Fusion 48, 035001 (2008).
- [39] S. Kajita et al., J. Appl. Phys. 100, 103304 (2006).
- [40] S. Kajita et al., Nucl. Fusion 47, 1358 (2007).
- [41] H. Iwakiri et a., J. Nucl. Mater. 307-311, 135 (2002).
- [42] R. Sakamoto et al., J. Nucl. Mater. 233-237, 776 (1996).
- [43] A.A. Haasz et al., J. Nucl. Mater. 258-263, 889 (1998).
- [44] Z. Tian et al., J. Nucl. Mater. 399, 101 (2010).
- [45] M. Tokitani et al., J. Nucl. Mater. 337-339, 937 (2005).
- [46] M. Tokitani et al., J. Nucl. Mater., in Press.
- [47] M. Shimada et al., Nucl. Fusion 47, S1 (2007).
- [48] K. Sugiyama et al., J. Nucl. Mater. 390-391, 659 (2009).
- [49] V.Kh Alimov, J. Roth, Phys. Scr. T128, 6 (2007).
- [50] R.A. Anderl et al., J. Nucl. Mater. 273, 1 (1999).
- [51] O. Ogorodnikova et al., Nucl. Mater. 313-316, 469 (2003).
- [52] G. Staudenmaier et al., J. Nucl. Mater. 149-156, 149 (1979).
- [53] N. Noda et al., Nucl. Fusion 41, 779 (2001).
- [54] M. Tokitani et al., J. Nucl. Mater. in Press.
- [55] M. Tokitani et al., Proceedings of 21st IAEA Fusion Energy Conference (2007) EX/P4-27.
- [56] L. K. Keys, J. Moteff, J. Nucl. Mater. 34, 260 (1970).
- [57] B. Tyburska, et al., J. Nucl. Mater. 395, 150 (2009).
- [58] W. Wampler and R. P. Doerner, Nucl. Fusion 49, 115023 (2009).
- [59] M. Fukumoto et al., J. Nucl. Mater. 390-391, 572 (2009).
- [60] Y. Oya *et al.*, "Comparison of deuterium retention for ion -irradiated and neutron-irradiated tungsten", presented at PFMC13, Rosenheim (Germany), May 2011.
- [61] R. Raffray et al., J. Nucl. Mater. 313-316, 21 (2003).
- [62] J. Linke *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 1422 (2007).
- [63] I.E. Garkusha et al., J. Nucl. Mater., in Press.
- [64] J. Linke, private communication.
- [65] N. Klimov *et al.*, "Tungsten and carbon based PFCs erosion and eroded material deposition under ITER-like ELM and disruption loads at the plasma gun facility QSPA-T", *presented at* PFMC13, Rosenheim (Germany), May 2011.
- [66] D. Nishijima *et al., presented at* TRITIUM2010, Nara (Japan), October 2010.