
核融合システムにおける材料開発課題 --キーテクノロジーは何か--

5. ダイバータプラズマ対向材料開発課題

大阪大学 大学院工学研究科 上田良夫

日本金属学会 分科会シンポジウム
平成22年 1月9日(土) 京都大学宇治キャンパス

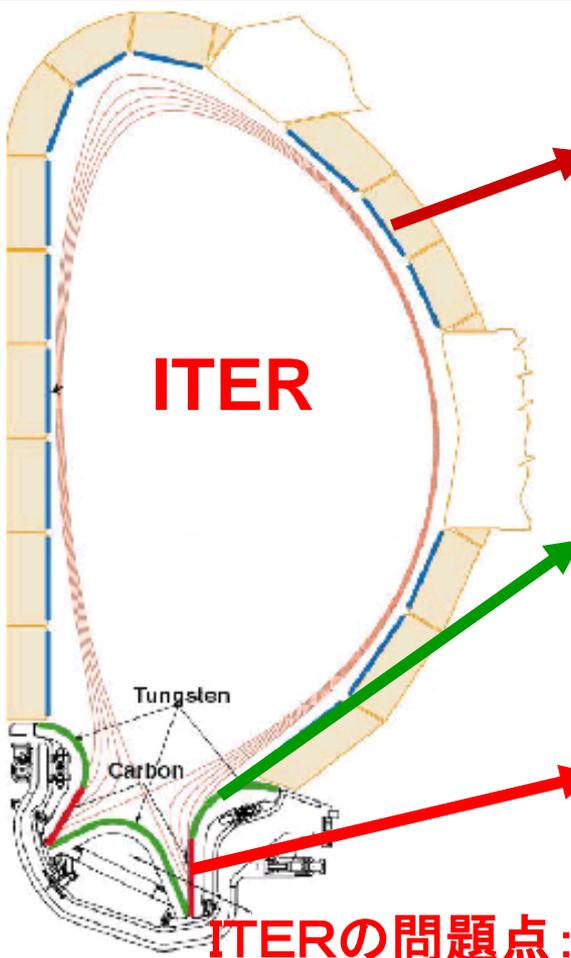
本講演の内容

- プラズマ対向材料の種類と特徴
 - CFC材料(炭素繊維複合材料)
 - タングステン
 - ダイバータ・ブランケット第一壁の熱負荷条件と構造
 - タングステンのヘリウム影響
 - タングステンのパルス熱負荷影響
 - 新タングステン材料開発
-

プラズマ対向材料の種類と特徴

ITERで予定されている壁材料について

ITER: 異なった材料の特徴を最大限に生かす



第一壁 (700m²): Be

- 低原子番号(プラズマへの影響小)
- 酸素を良く吸着する

ダイバータ上部、ドーム (100m²): W

- イオンによるスパッタリングが少ない
- トリチウムの蓄積が少ない

ダイバータストライク点 (50 m²): CFC Graphite

- 溶融しない
- 熱衝撃特性が高い

ITERの問題点: 冷却水温度~100°C→壁温度が低い

DEMO炉以降では500°C以上なので、低温脆性、T蓄積の問題は緩和

壁材料の基本特性(炭素)

- **炭素(C)**(低原子番号材料)

昇華温度: **高い**($\sim 2100^{\circ}\text{C}$ 、蒸気圧 10^{-4}Torr) \rightarrow 高温での使用可

溶融しない(凝固時の内部応力が生じない)

熱衝撃特性: **きわめて良**

- 高熱伝導度、高温強度大(炭素繊維複合材)

イオン照射損耗: **損耗率大**(ITERのダイバータ: $\sim 20\text{mm/year}$)

- 物理スパッタリング、化学スパッタリング、照射促進昇華

トリチウム吸蔵: **多い**(実機では、再堆積層が問題)

中性子照射影響: **大きい**

- **寸法変化**: C軸方向に膨張 \rightarrow 特にCFC材では問題
 - **熱伝導率**: 低下: 低い照射量から発生
-

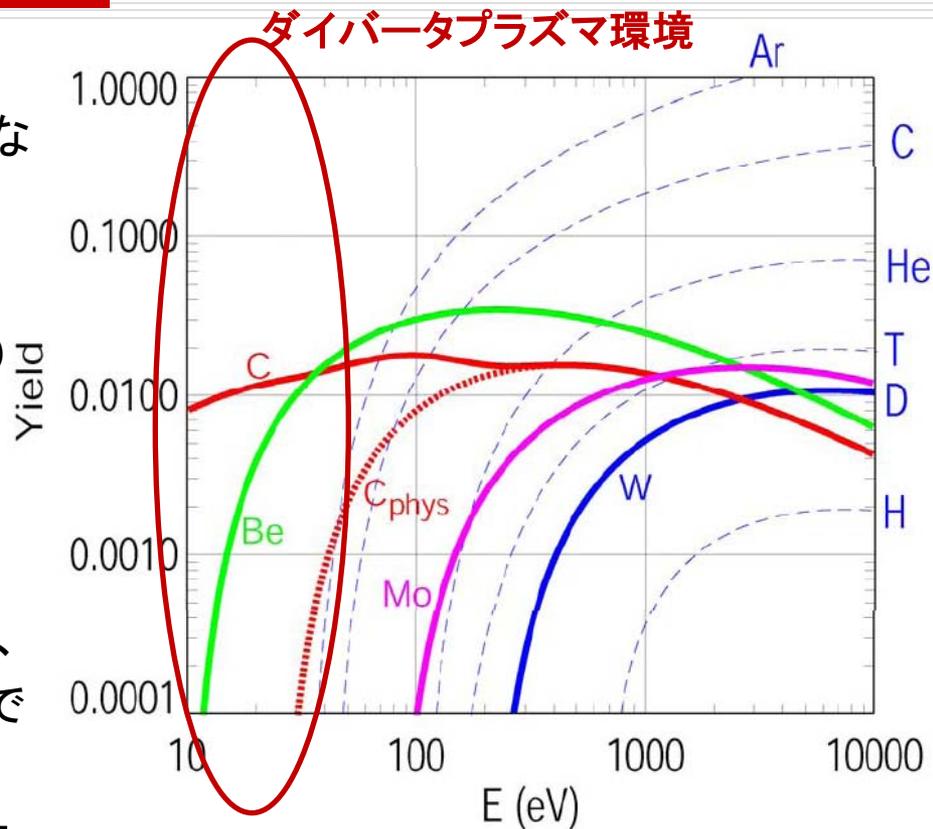
炭素とタングステンのスパッタリング

□ 炭素のスパッタリング

- 低エネルギー (< 100 eV) でも減少しない → 化学スパッタリング

□ タングステンのスパッタリング

- ダイバータプラズマ条件 ($T_e < 50$ eV) では、水素同位体によるスパッタリングは無視できる。
- エッジプラズマ冷却のための希ガス (Arなど) によるWのスパッタリングは、低エネルギーでも大きく、またシースでの加速も大きい (多価イオン)。
- タングステンダイバータの成立性に関わり、実機での評価が重要



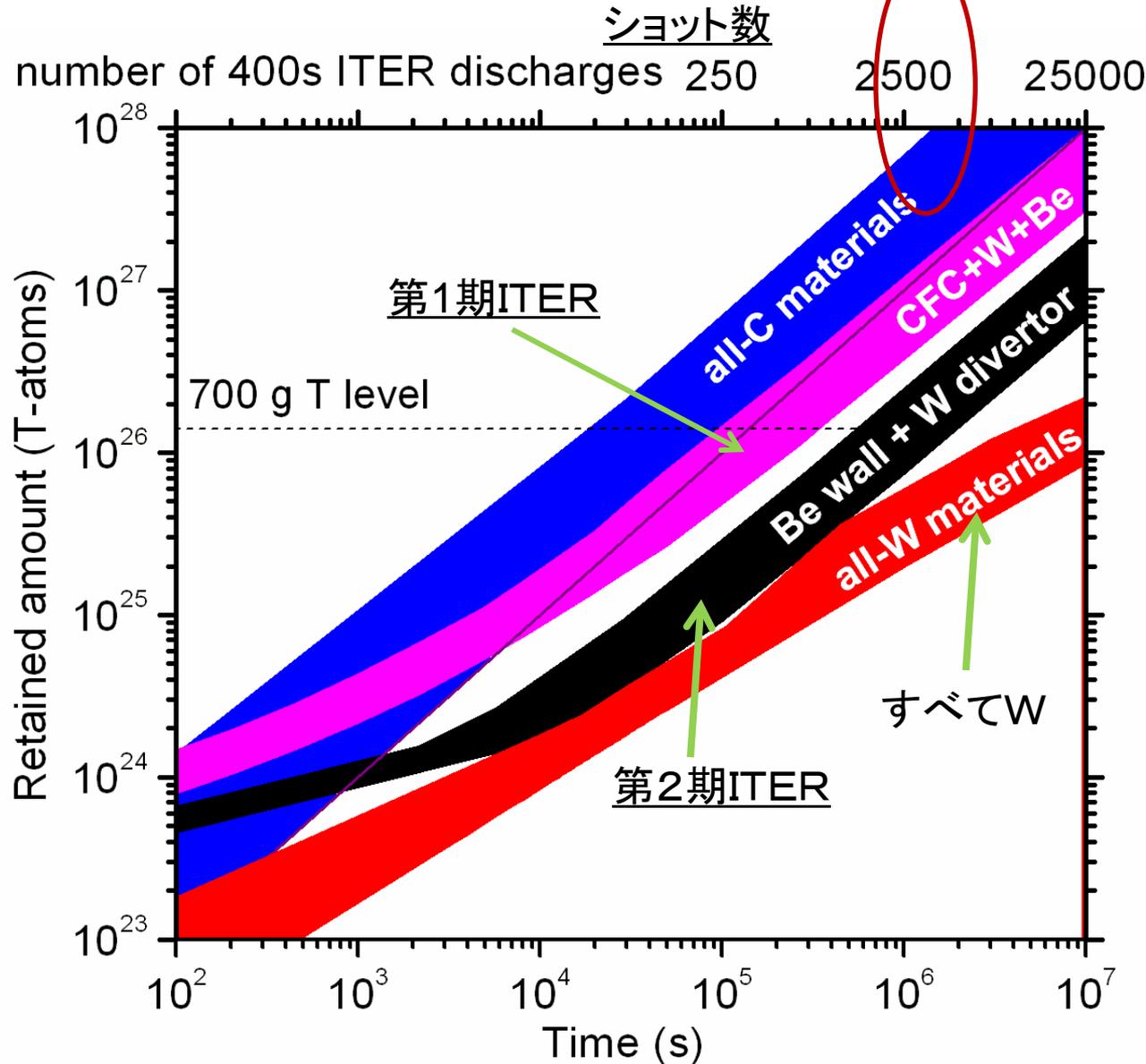
Dによるスパッタリング率 (実線)

様々なイオン衝突によるWのスパッタリング (破線)

ITERにおける炉内トリチウムの蓄積

ダイバータ交換
の目安

Sum of both processes:
comparison of
materials options



ITPA SOL/DIV
assessment

Contribution to the
IAEA, Geneva 2008

炭素材(CFC材)の中性子照射影響

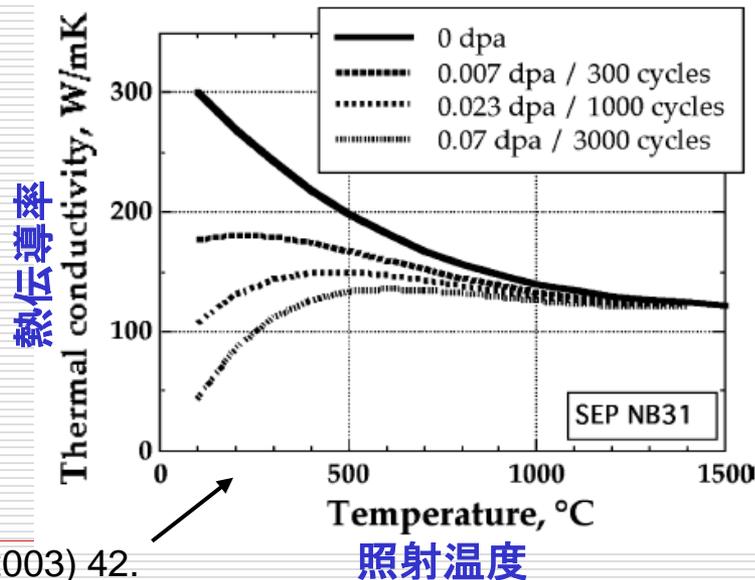
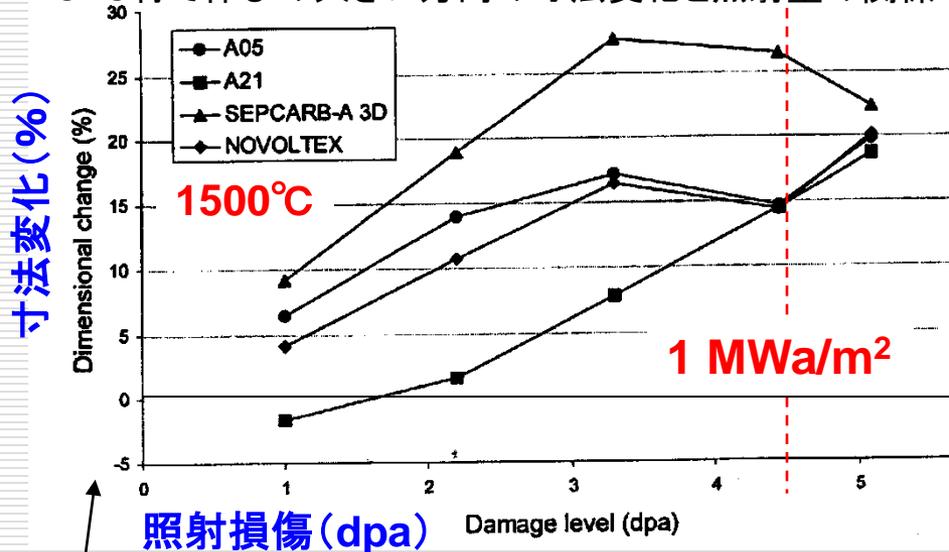
□ 寸法変化(スエリング)

- 中性子照射により、グラファイト結晶層面に垂直な方向(C軸方向)に膨張
- 一方、層面に平行な方向では収縮
- 炭素繊維は、繊維方向に収縮し、径方向に膨張
- 温度が高いほど、照射損傷に対する変化率が大きい

□ 熱伝導率変化

- わずかな照射量(~0.01dpa)程度でも大きな減少。
- 照射温度が1000°C以上では照射による変化は小さい。

CFC材で伸びの大きい方向の寸法変化と照射量の関係



T. Munsat, Fusion Eng. Des. 54 (2001) 249.
(Original: J. Bonal, et al. J. Nucl. Mater. 212-215 (1994) 1218.)

V. Barabash et al., J. Nucl. Mater. 313-316 (2003) 42.

壁材料の基本特性(タングステン)

- タングステン(W) (高原子番号材料)

融点: **きわめて高い** (3387°C)

- 再結晶温度が 1200~1300°C 程度で、再結晶化すると物性値が大きく変化
- 延性脆性遷移温度が常温以上 (100°C~400°C)
- 使用温度領域は、それほど広くない(500°C~1200°C)

熱伝導率: **高い** (~120 W/mK、500°C)

イオン照射損耗: 損耗率きわめて小 (スパッタリング小、ただし軽イオン)

トリチウム吸蔵(炭素に比べれば) **少ない**

- 中性子照射欠陥が影響(特にITER、壁温度が低いから)
- 原型炉においては、大きな問題とならないと考えられる。
 - ただし、内部拡散・冷却材への透過などに注意が必要

中性子照射影響

- **硬化、寸法変化** (ボイド形成、不純物析出)
 - **熱伝導率低下** (元素変換、Re、Os)
-

タングステンの使用温度領域(低温限界)

- **低温限界**は、**DBTT(延性脆性遷移温度)**が大きく影響
 - 形状によって異なる(**500°C以上**ならば問題は無いと思われる)
 - 結晶粒の微細化等により、DBTTを減少させる試みが行われている
 - DBTT以下の温度で使用すると、急激な温度変化により、容易に亀裂が発生

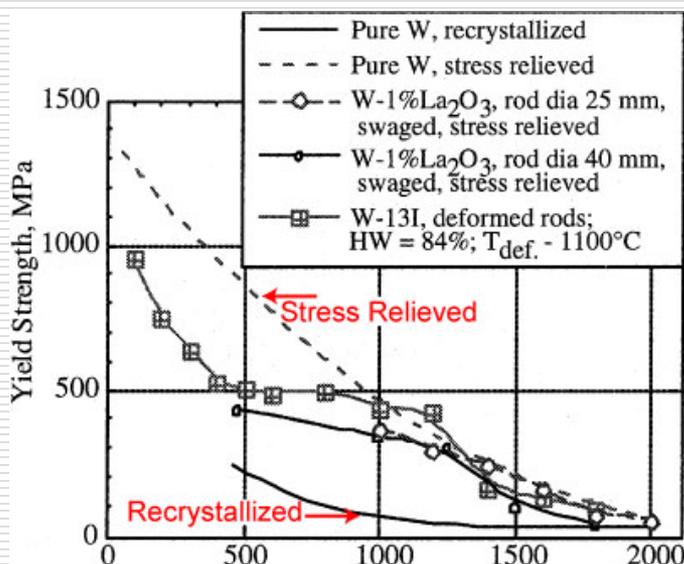


DBTT以下の温度からプラズマにさらし、クラックの入ったWブロック (TEXTORでの実験)

タングステンの使用温度領域(高温限界)

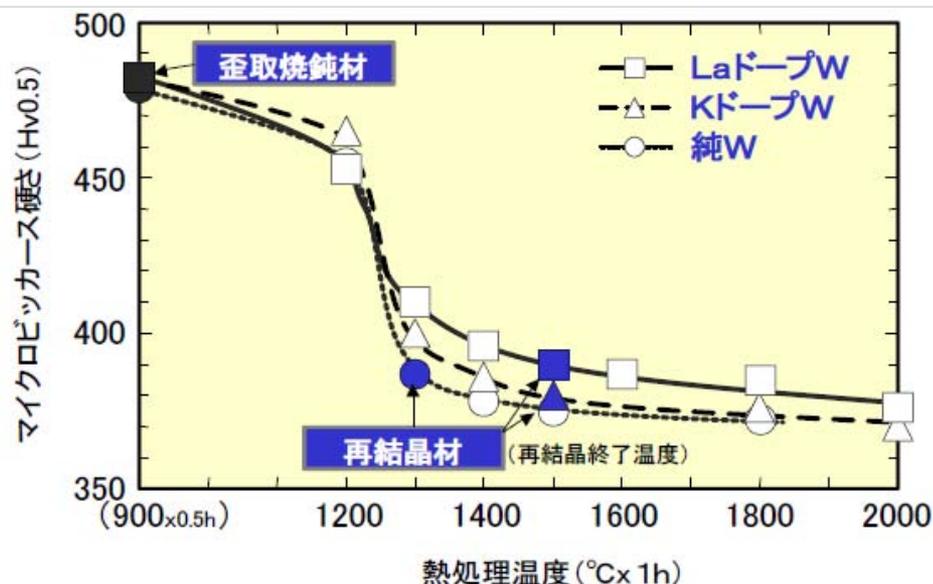
□ **高温限界**は、基本的には**再結晶化温度**($\sim 1200^\circ\text{C}$)

- 再結晶化により、耐力が大きく減少
- 添加材(La_2O_3)などにより、ある程度の高温化は可能
- He影響の評価が重要(後に述べる)



Wの耐力(降伏応力)の温度依存性

J.W.Davis et al., J. Nucl. Mater. 258-263 (1998) 308.



熱処理温度に対する硬さの変化

中性子照射によるWのDBTT変化

□**300°C以下**の中性子照射では低フルエンスでもDBTTが照射量とともに急激に増加。

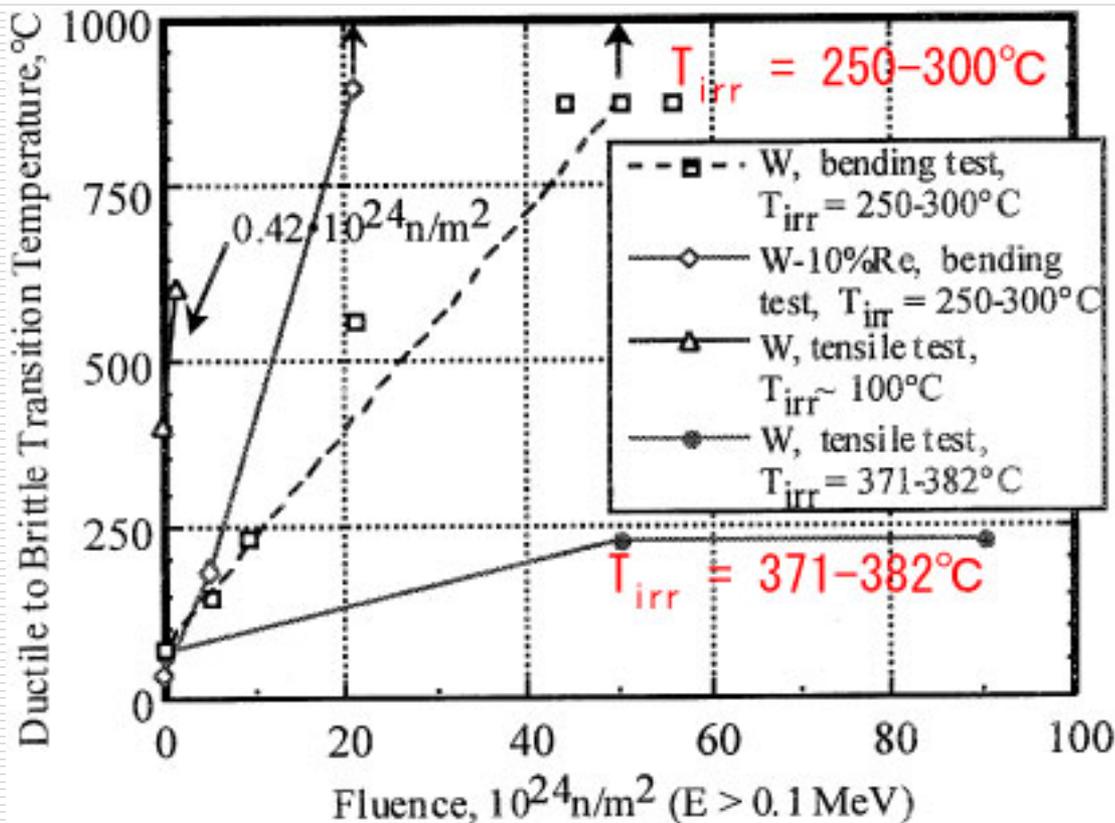
□**370°C程度**の照射では、DBTTの上昇は250°C程度で飽和しているように見える。

□**900°C以上**の照射では、ほとんど変化しない。

□Barabash et al. J. Nucl. Mater. 313-316 (2003) 42.

□**今後、特に高速中性子での重照射実験が必要**

DBTT (Ductile Brittle Transition Temperature)
延性・脆性遷移温度



WのDBTTの中性子照射フルエンス依存性

J.W.Davis et al., J. Nucl. Mater. 258-263 (1998) 308.

中性子照射によるWの元素変換

□ 核融合中性子によるWの元素変換 (Noda et al. J.N.M. 258-263(1998) 934.)

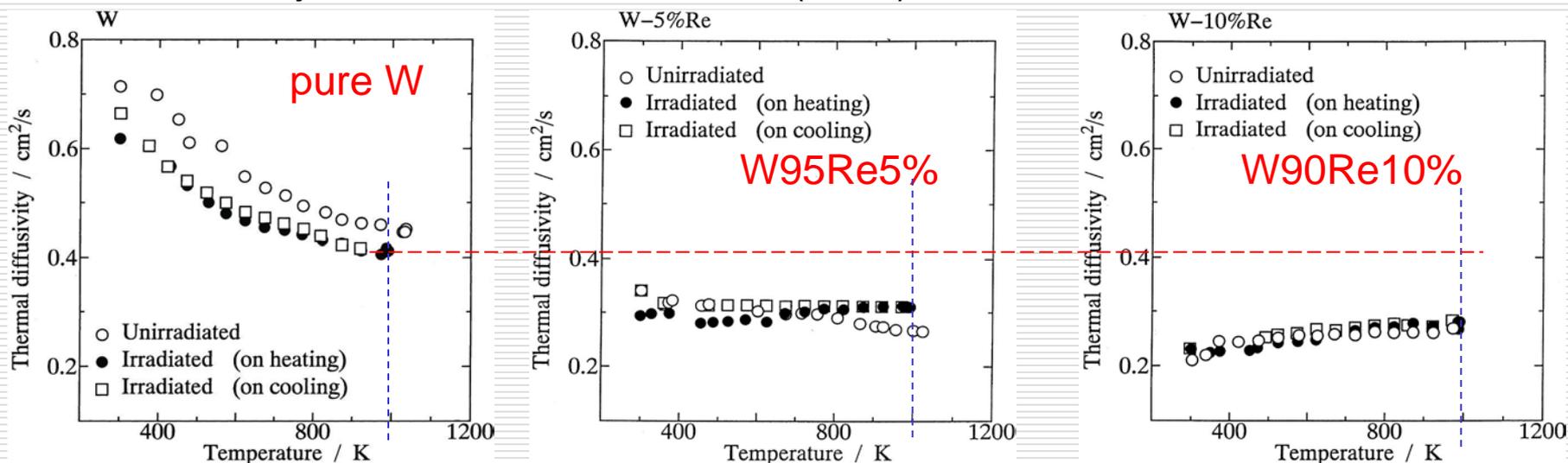
■ W:5% Re:0.02% Os (3 MW y/m²)

■ W:10% Re:0.1% Os (6 MW y/m²)

■ W:25% Re:1.0% Os (15.5 MW y/m²)

□ Wの熱伝導率は、Reの割合が増えると減少

□ Fujitsuka et al. JNM 283-287 (2000) 1148.



~1 year

~2 years

Neutron load (3 MW/m²)

ダイバータ・ブランケット第一壁の 熱負荷条件と構造

ダイバータ・第一壁の負荷条件 (ITER)

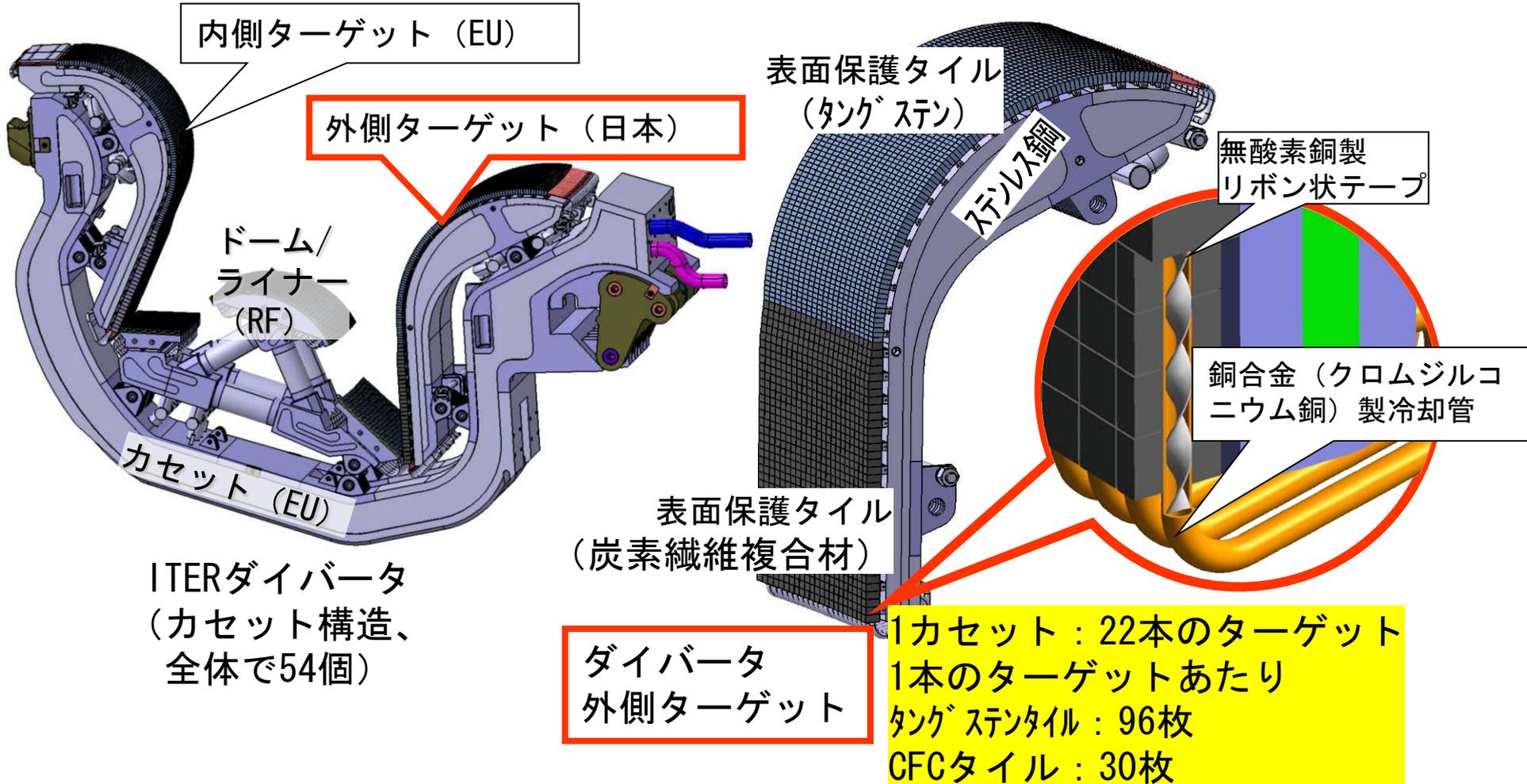
□ ダイバータ熱・粒子負荷条件 (ITER)

- 熱負荷 ($\leq 10 \text{ MW/m}^2$ (定常)、 $\sim 20 \text{ MW/m}^2$ (過渡的))
- 粒子負荷
 - 粒子束: $\leq 10^{24} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$ 、エネルギー: 数eV \sim 数10eV)
- ダイバータプラズマ対向材料に求められる条件
 - 耐高熱負荷 \rightarrow 高融点、高熱伝導率 (タングステン、炭素複合材)
 - 耐粒子負荷 \rightarrow 低損耗 (タングステン)

□ 第一壁熱・粒子負荷条件 (ITER)

- 熱負荷 ($\sim 0.5 \text{ MW/m}^2$ [$\sim 1 \text{ MW/m}^2$]) (輻射)
 - 粒子負荷
 - 粒子束: $\sim 10^{19}\text{-}10^{20} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$ 、数10eV \sim 数100eV (イオン、高速中性粒子)
 - ブランケット第一壁材料に求められる条件
 - 耐粒子負荷 \rightarrow 低損耗 (タングステン)
 - ブランケットとの両立性 \rightarrow 構造材料との接合性、TBRへの影響小
-

ダイバータの構造



- ダイバータは表面保護タイル (炭素繊維複合材及びタングステン) と冷却管 (クロムジルコニウム銅) をロウ付け接合した構造をもっています。
- 冷却管は除熱性能を向上させるためにリボン状のテープを内部に挿入した冷却管を使用します 6

ダイバータが受ける熱負荷と除熱機器

□ 定常放電時の熱負荷: ~10 MW/m²

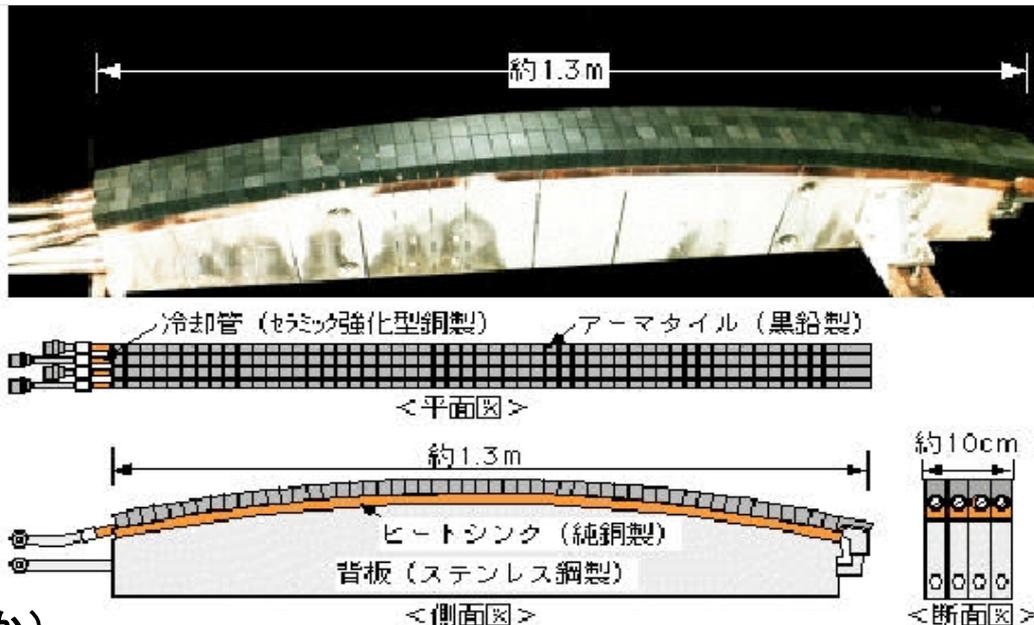
- 家庭用のやかん(2リットル)の水が3~4秒で沸騰
- 通常のボイラーの熱負荷: 0.1 MW/m²

□ ダイバータの除熱機構 (ITER)

- グラファイトタイル
- 銅の冷却管
 - ~20 MW/m²可能

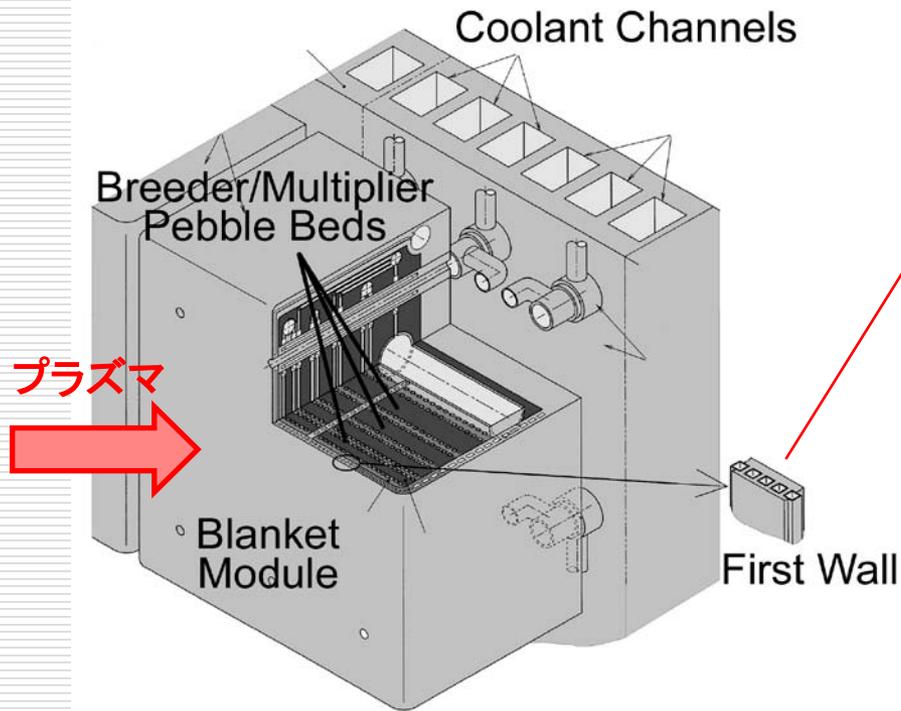
□ 発電実証炉 (DEMO)

- 銅の使用は困難
 - 中性子照射で特性劣化
- 冷却管候補材
 - フェライト
 - タングステン? (作れるか)

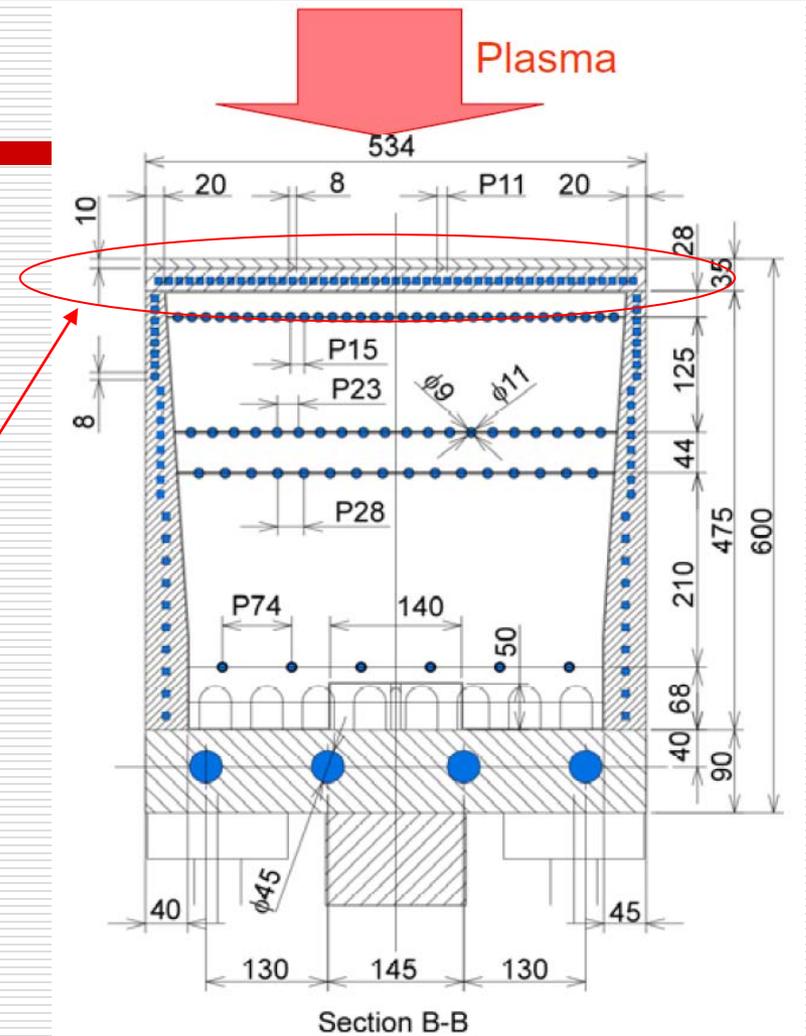


ITER用ダイバータモジュール

ブランケットの構造



JAEAが開発している、固体増殖材-水冷却
ブランケットモジュール(ITERでのテスト用)



- 第一壁: 薄い膜厚→プラズマからの熱を除去
 - さらに、第一壁を厚くすると、トリチウム増殖率が減少

アーマー材の選択とトリチウム増殖率

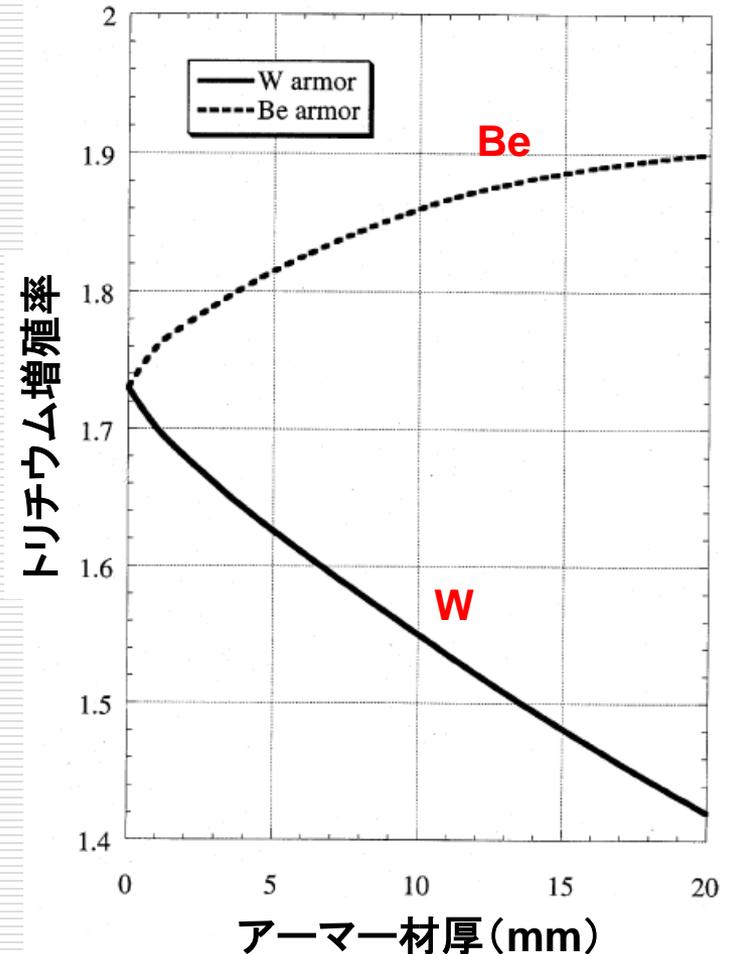
□ Wの核反応の影響

- 低エネルギー中性子の吸収断面積が大きい(×)
 - $^{186}\text{W}(n,\gamma)\rightarrow^{187}\text{W}$
- 高エネルギーの中性子と反応して、中性子を増倍する(○)
- 設計によるが、中性子吸収の影響が大きい場合が多い

□ Beの核反応の影響

- 中性子増倍反応により、TBRは増加

トリチウム増殖率(TBR)の
アーマー材厚み依存性



タングステンへのヘリウム影響

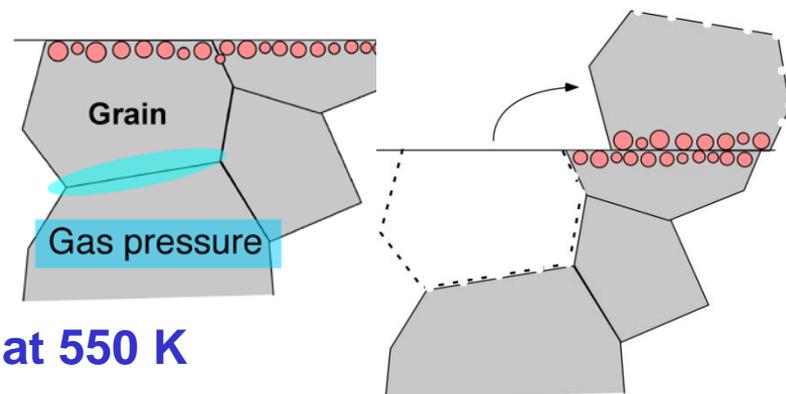
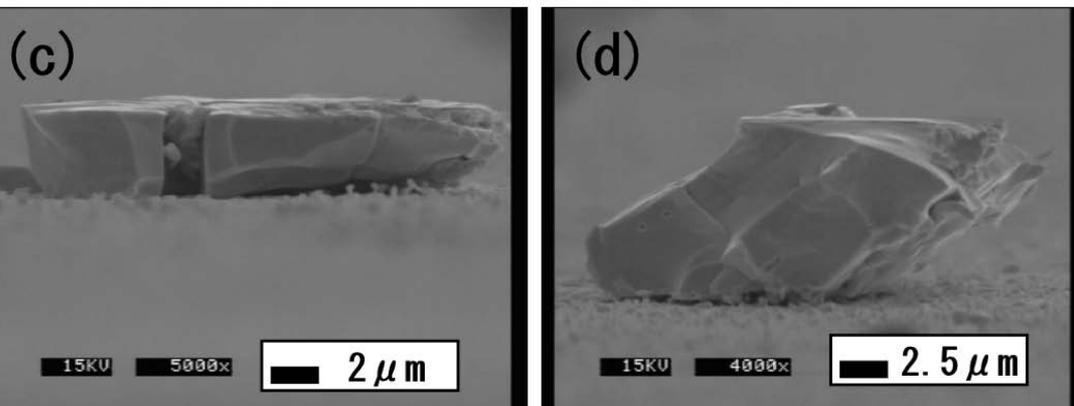
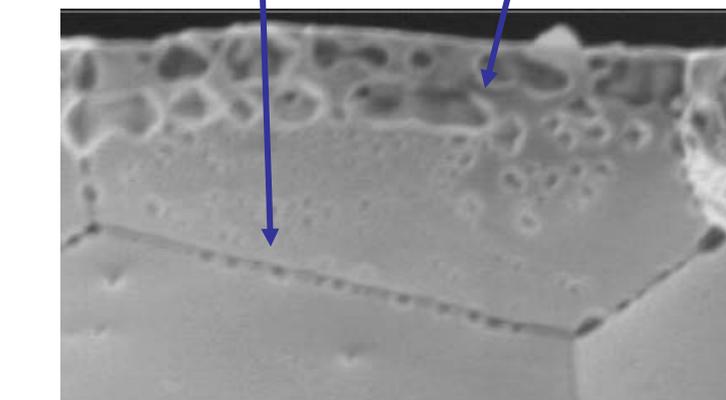
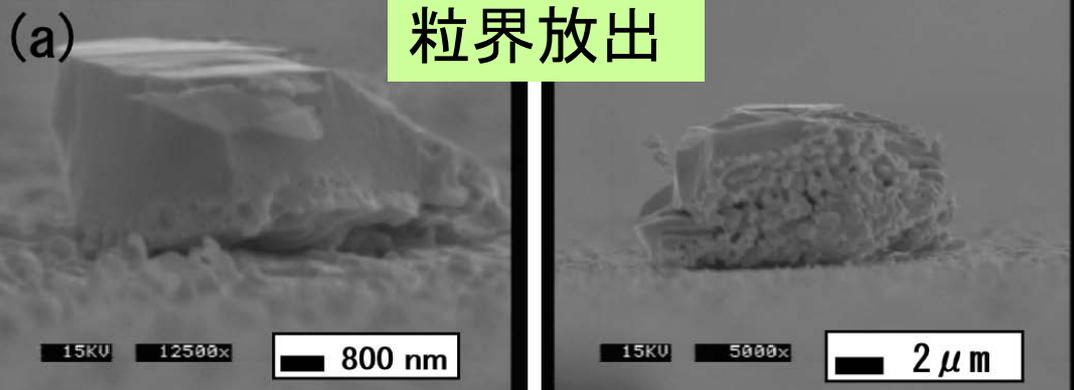
タングステンのHeプラズマ照射影響

NAGDIS-II, Nagoya Univ.

高温でのWの再結晶化とHeイオン照射によるバブル形成の相乗効果により、Wの損耗・ダスト生成が促進される。

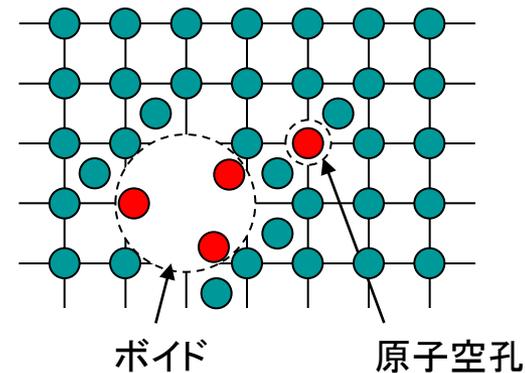
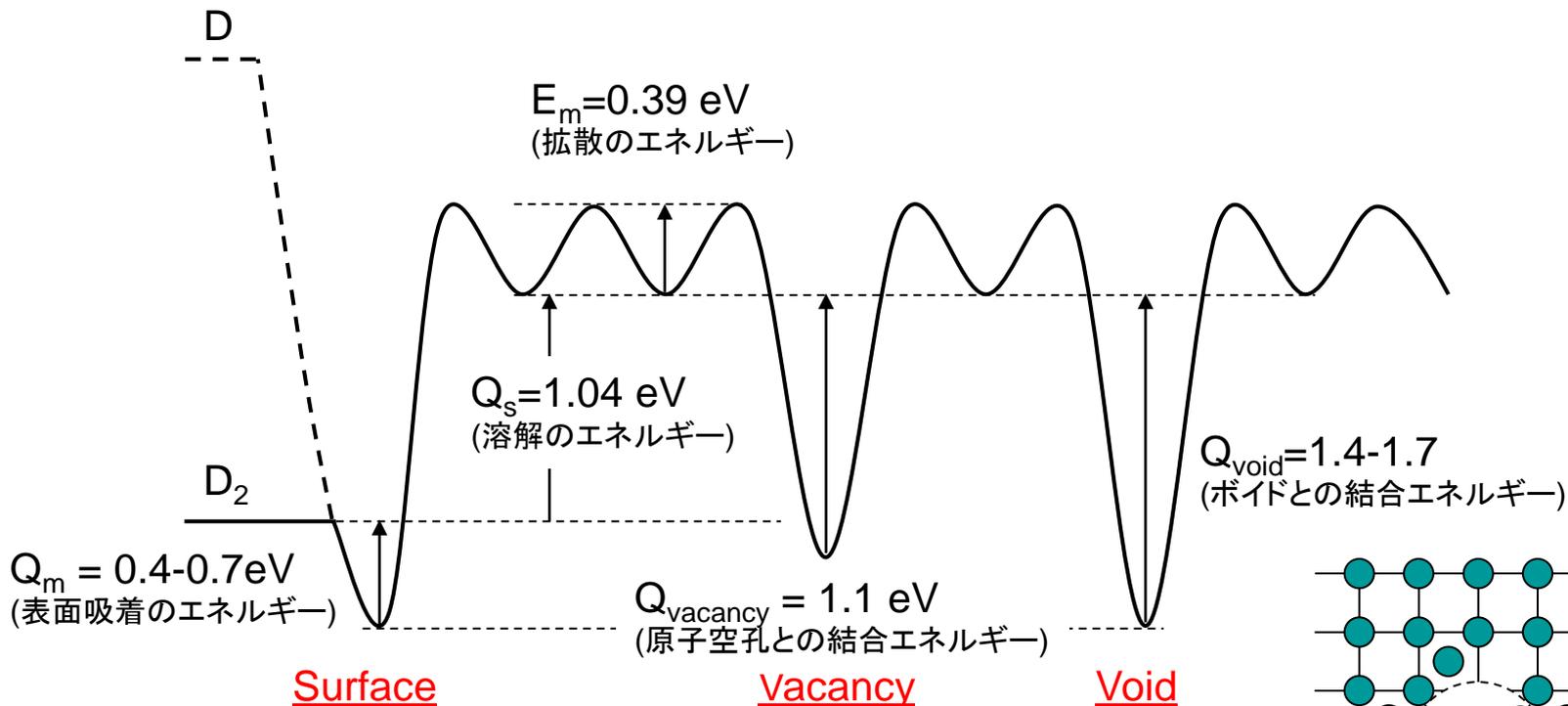
表面にHeバブル形成

He原子が粒界に析出



He exposure at **1600 K**, then D plasma exposure at 550 K

重水素のエネルギーダイアグラム



- **原子空孔の捕獲エネルギー**

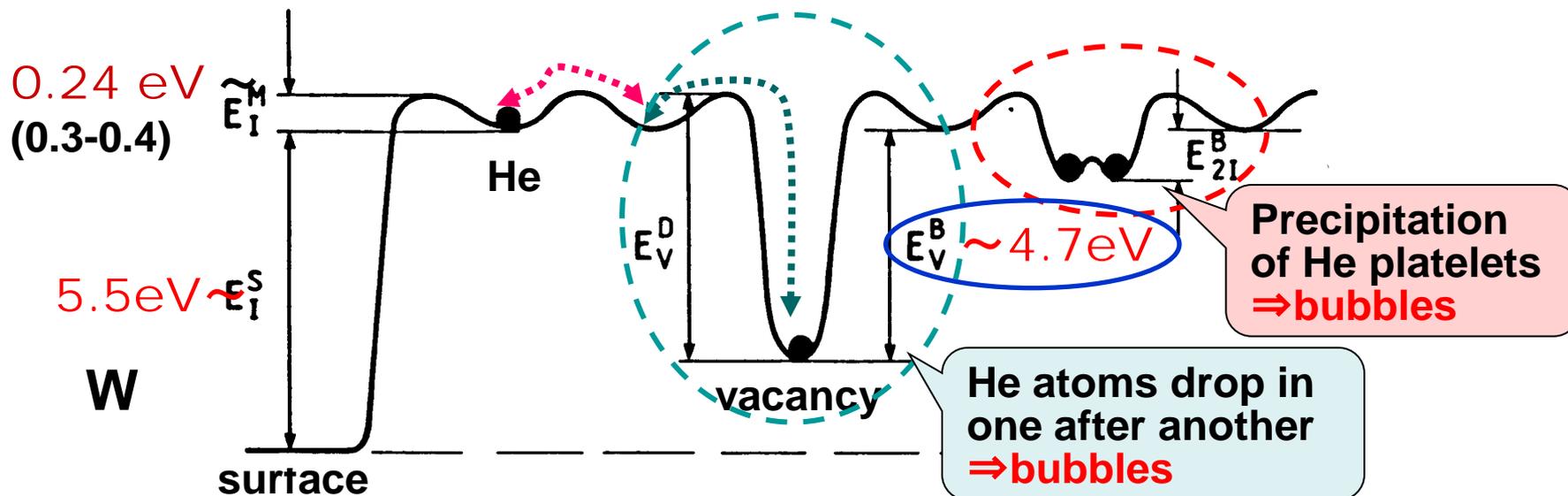
- $Q_{\text{vacancy}} + E_m = 1.4 \text{ eV}$

- **ボイドの捕獲エネルギー**

- $Q_m + Q_s + E_m = 1.8-2.1 \text{ eV}$

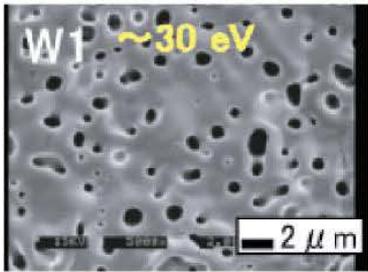
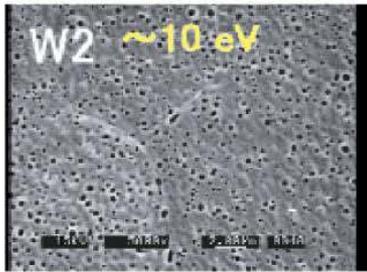
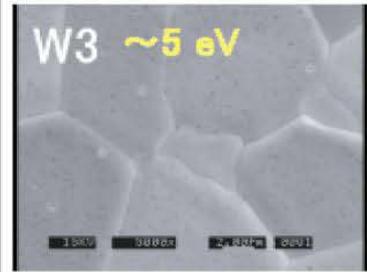
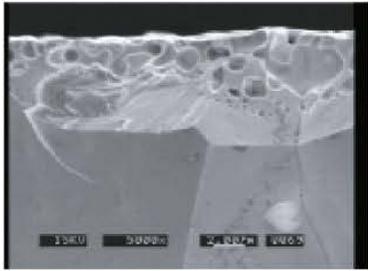
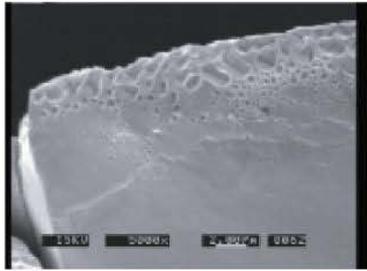
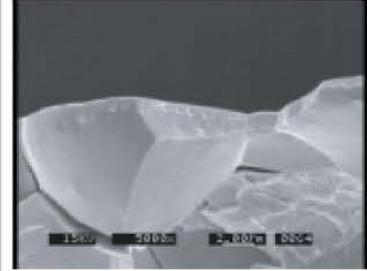
→500°C程度でほぼすべての水素は放出される

- Very low solubility.
- Very fast thermal migration via **interstitial sites** (very high mobility even at R. Temp.)
- Very deep trapping in a vacancy (Large E_V^B)
- Comfortable positions of He in W lattice:
empty sites such as **vacancy, bubble, grain boundaries, dislocations etc.** \Leftarrow **closed electron shell structure**
- He enhances the formation of voids (bubbles) and dislocation loops even above 1000°C \rightarrow **hardening, embrittlement**
- He atoms can aggregate by themselves \rightarrow He atoms can form clusters once get in the lattice ($E > E_I^S$) \rightarrow **no need displacement damage**



Threshold Energy for Bubble Formation

Threshold energy for bubble formation is **~ 6 eV**, which corresponds to a surface barrier potential of **W** for He ions.

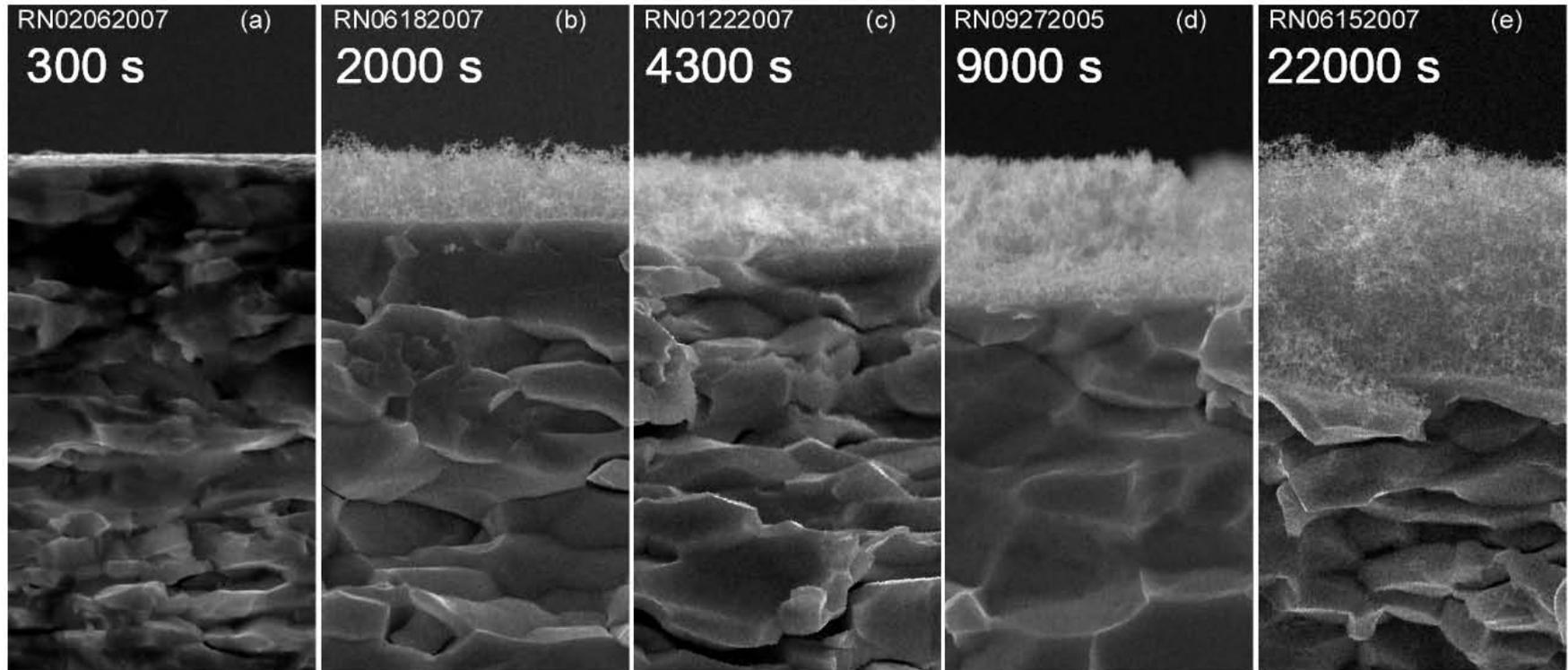
Fluence	$2.6 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$	$0.9 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$	$0.8 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$	$0.8 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$
Temperature	2100 K	2600 K	2200 K	2950 K
Surface				
Cross section				

D. Nishijima, et al. J. Nucl. Mater. 329-333 (2004) 1029.

The thickness of the nano-structured W layer increases with plasma exposure time.

PISCES

SEM cross-sections of W targets exposed to PISCES-B pure He plasmas.



30kV X5,000 5μm

UC PISCES

Consistent He plasma exposures: $T = 1120 \text{ K}$, $\Gamma_{\text{He}^+} = 4-6 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$, $E_{\text{ion}} \sim 60 \text{ eV}$

PISCES

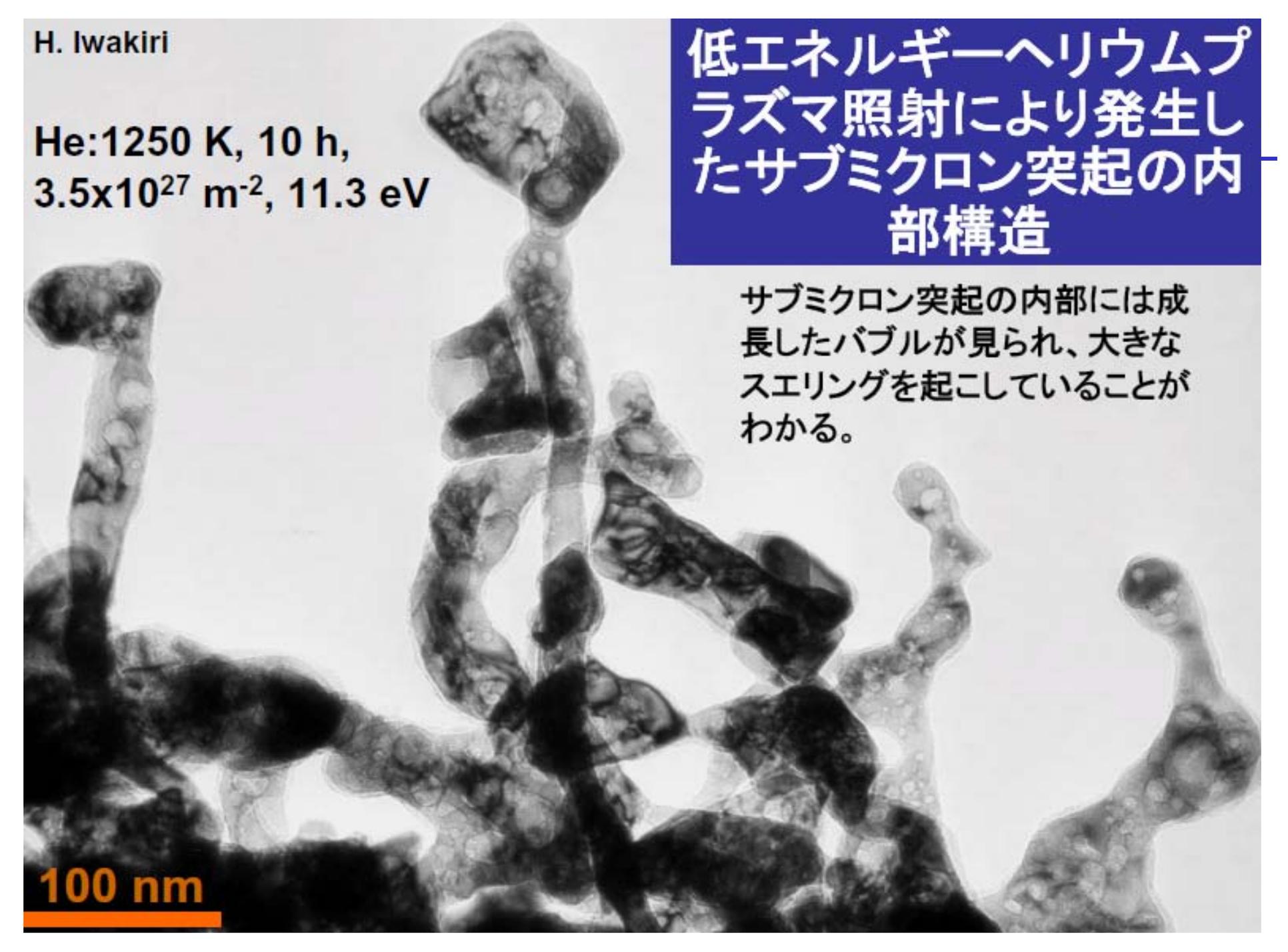
H. Iwakiri

He: 1250 K, 10 h,
 $3.5 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$, 11.3 eV

低エネルギーヘリウムプラズマ照射により発生したサブミクロン突起の内部構造

サブミクロン突起の内部には成長したバブルが見られ、大きなスエリングを起こしていることがわかる。

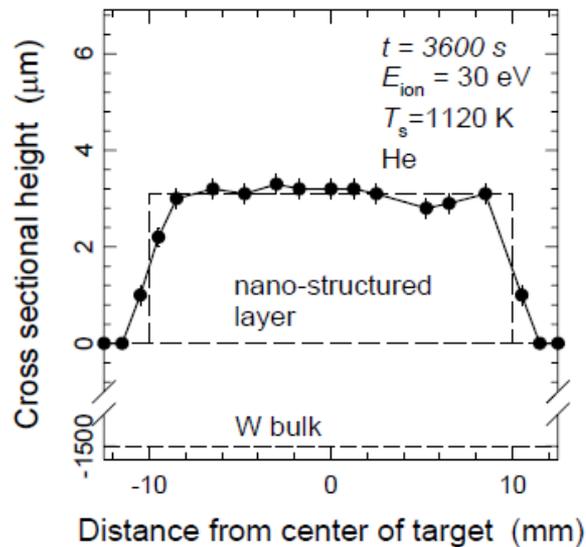
100 nm

A transmission electron micrograph showing several sub-micron protrusions. The protrusions are elongated and have a bulbous, irregular shape. Inside these protrusions, there are numerous small, dark, spherical features, which are identified as grown bubbles. The background is a light gray, and the protrusions are darker. A scale bar in the bottom left corner indicates 100 nm.

Above 900 K, W 'fuzz' occurs. Fuzz is approx. 95% space

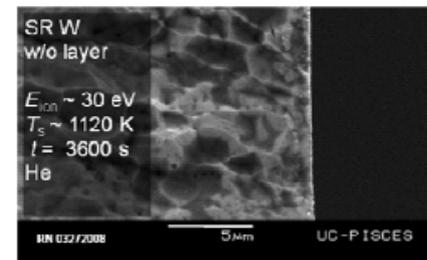
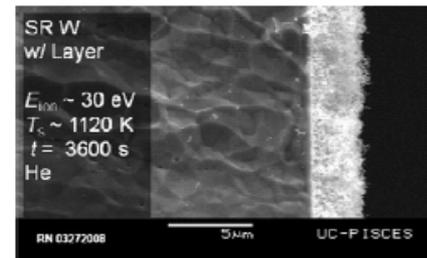
PISCES

- SEM used to profile 'fuzz' layer thickness over sample surface.



- Geometric vol. of 'fuzz' layer est. ($7.8 \times 10^{-10} \text{ m}^3 \pm 10\%$).

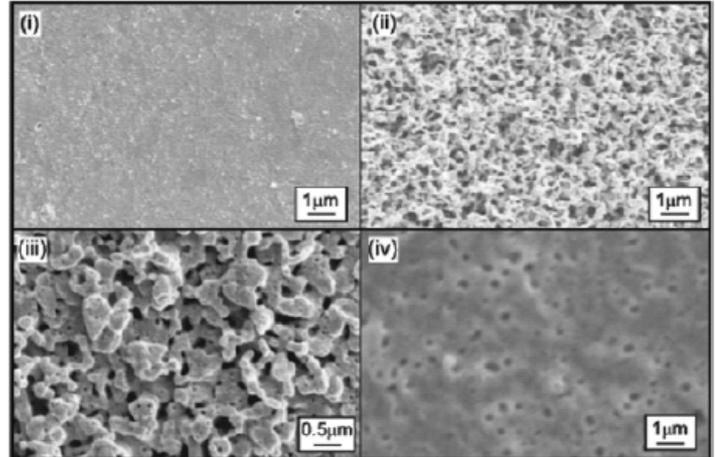
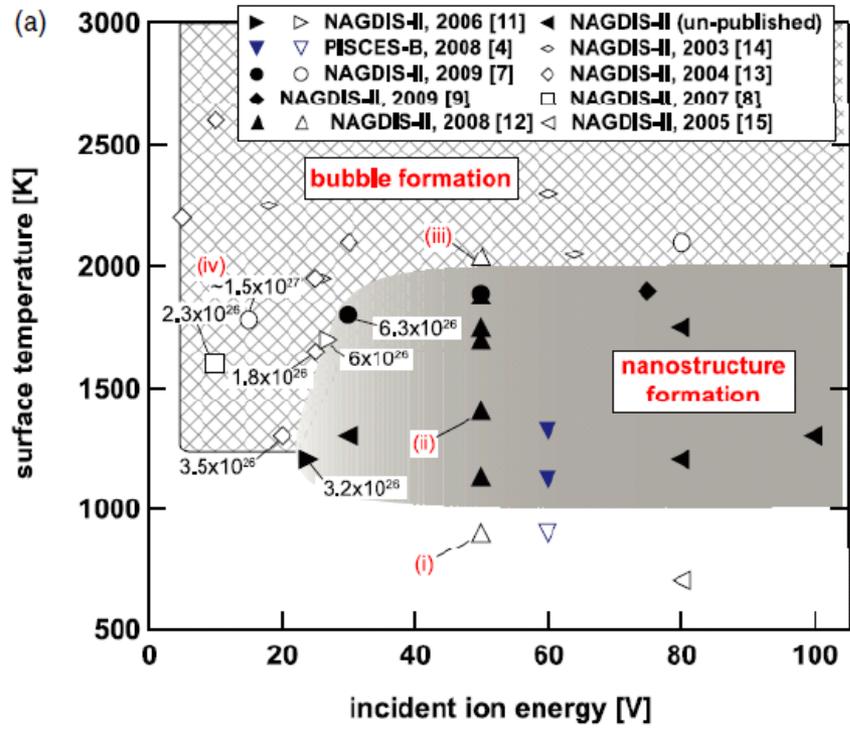
- 'Fuzz' layer removed. Mass change ($D_m = 0.87 \text{ mg} \pm 1\%$).



Comp. w/ pure W, ($\rho = 19.25 \times 10^3 \text{ kgm}^{-3}$),
'fuzz' layer is 94 % porous.

□ Wナノ構造の生成条件はほぼ明らかになっている。

Summary of W fuzz formation condition



- Closed markers with nanostructure
- open markers without nanostructure

Surface Temp: $1000 \text{ K} < T < 2000 \text{ K}$
 Ion Incident Energy $> 20 \text{ eV}$

[4] M. Baldwin NF (2008).
 [7] W. Sakaguchi JNM (2009)
 [8] S. Kajita, NF (2007).
 [9] S. Kajita, NF (2009).
 [11] S. Kajita, J. Appl. Phys. (2006).
 [12] W. Sakaguchi, Proc. 18th Int. Toki Conf. (2008).
 [13] D. Nishijima, JNM (2004).
 [14] D. Nishijima, JNM (2003).
 [15] D. Nishijima, NF (2005).

Wナノ構造研究：現状と課題

- Is this universal effect (at least in lab. exp.)? Yes
- Formation conditions (Lab exp.) almost known
 - Temperature, He flux, He/D ratio, energy, fluence
- Effects of fusion plasma environment Unknown
 - High heat flux
 - Two orders of magnitude higher than lab exp.(parallel heat flux)
 - Lab. Exp : $\sim 1 \text{ MW/m}^2$, Tokamak : $\sim 100 \text{ MW/m}^2$ (parallel heat flux)
 - Impurities (wall material and extrinsic low Z gas)
 - Mixed layer formation, creating damage, sputtering erosion of He contained layer
 - Pulsed heat (ELM)
 - Does it suppress nano-structure formation?
- Evaluation of potential risks
 - Enhanced erosion, Dust formation, Initiation of arcing, T retention

低原子番号元素のコーティングによる表面保護

Be or C plasma impurities can inhibit morphology.

PISCES

$E_{\text{ion}}=15 \text{ eV}$, $T_s=1100 \text{ K}$, Fluence= $10^{25} \text{ m}^{-2} \text{ He}^+$

He-D₂ plasma + Be

He⁺/D⁺ ~ 0.1

$f_{\text{Be}}=n_{\text{Be}^+}/n_e < 0.005$

$t=5000 \text{ s}$

He-D₂ plasma

He⁺/D⁺ ~ 0.1

$f_{\text{C}}=n_{\text{C}^+}/n_e < 0.001$

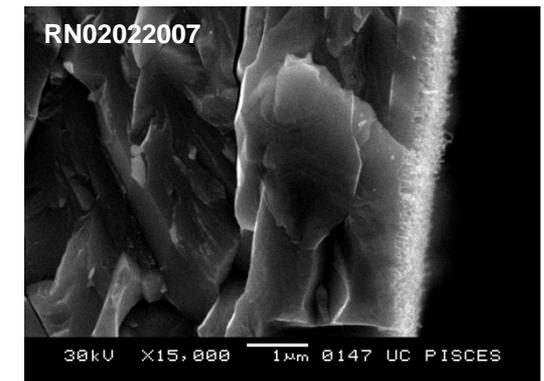
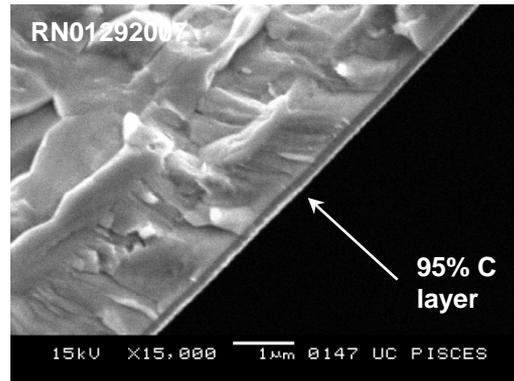
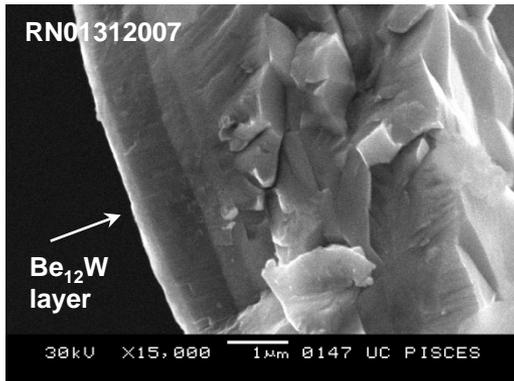
$t=3600 \text{ s}$

High Bias

He-D₂ plasma ($E_{\text{ion}}=60 \text{ eV}$)

He⁺/D⁺ ~ 0.1

$t=4200 \text{ s}$



- Surface layer composition determined by x-ray microanalysis (WDS).
- Be-W alloy and W-C layers inhibit He induced morphology..

Provided by M. Baldwin – PISCES, UCSD

タングステンのパルス熱負荷影響

Response to pulsed heat load

- Disruption: pulse length 1~10 ms, heat load 1 ~ 100 GW/m² (ITER)
- ELM's : pulse length ~0.2 ms, heat load 5 ~ 12 GW/m² (ITER)
 - Raffray et al. J. Nucl. Mater. 313-316 (2003) 21.
- Is slight melting acceptable?
 - Bridging by melt layer is serious, because it would cause fracture of cooling tube.

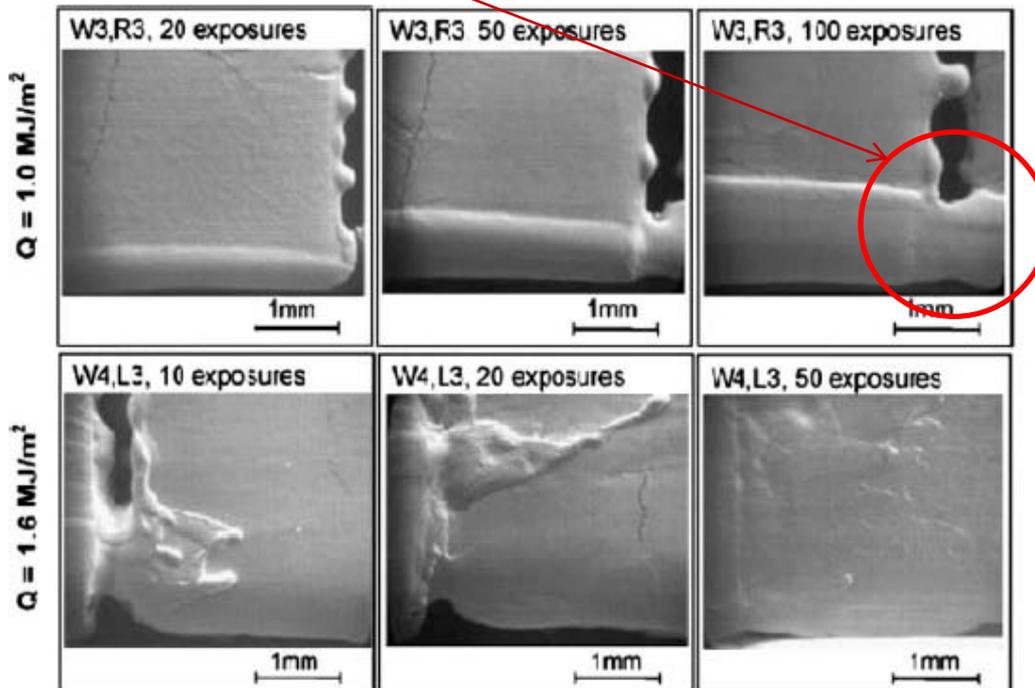
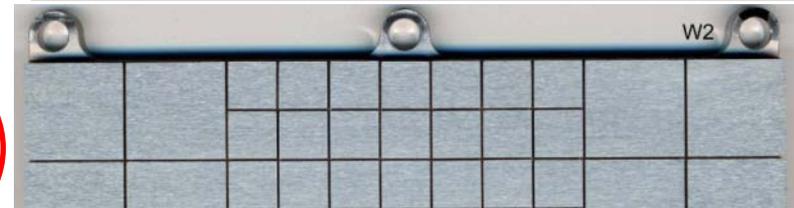


Fig. 1. The SEM view of the tungsten tile surface.

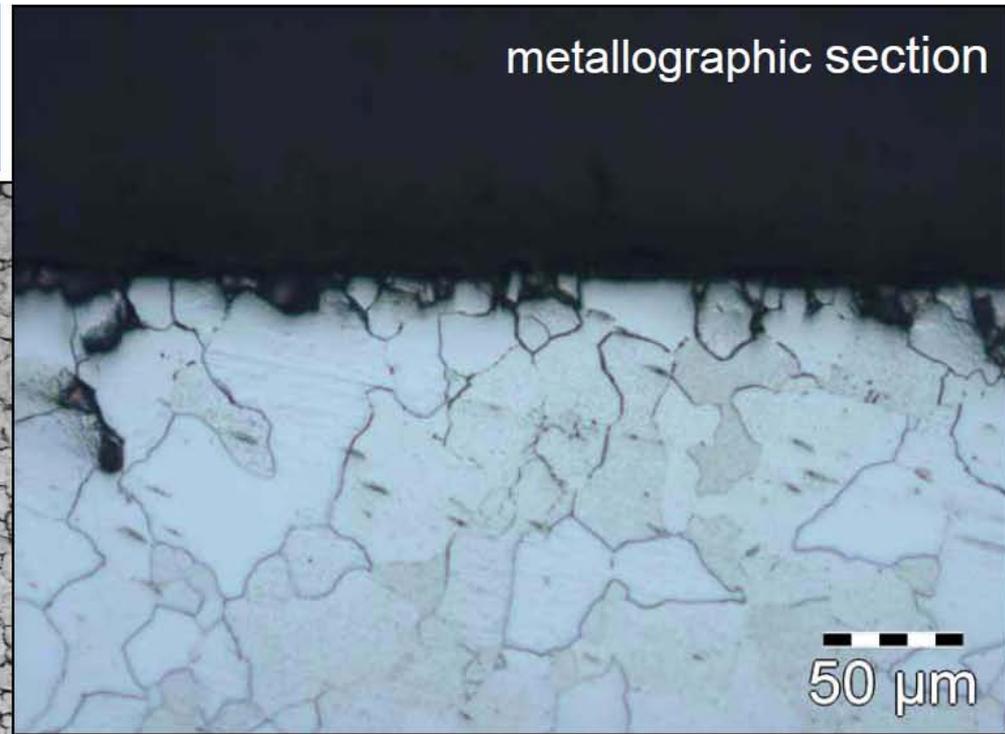
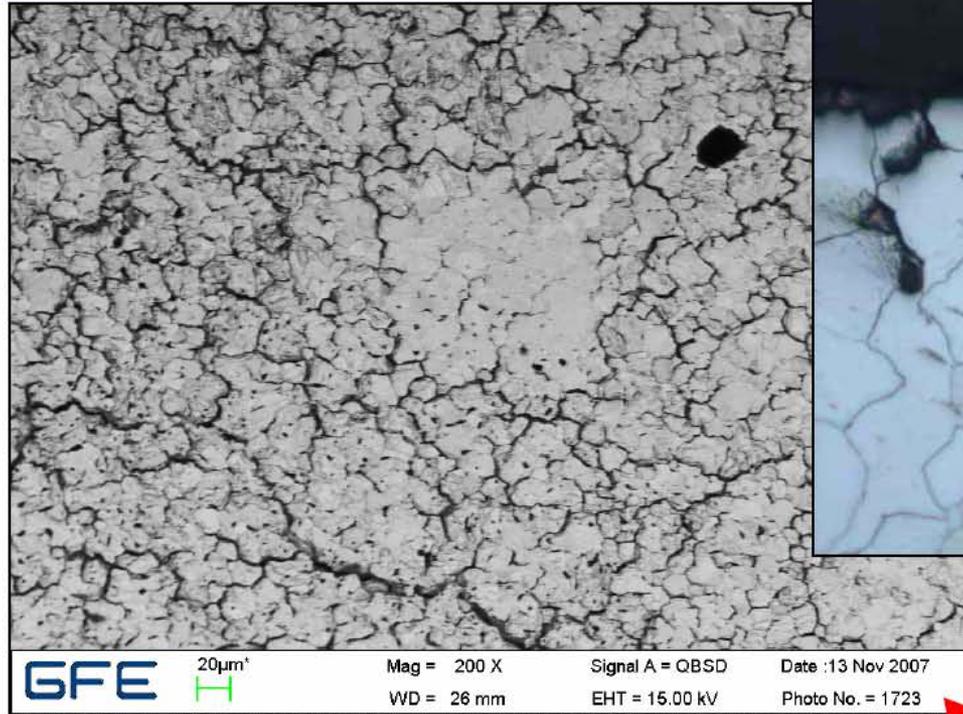


$E = 1.0 \text{ MJm}^{-2} \Delta t = 500 \mu\text{s} 100 \text{ pulses}$

Plasma Gun exp. (QSPA)

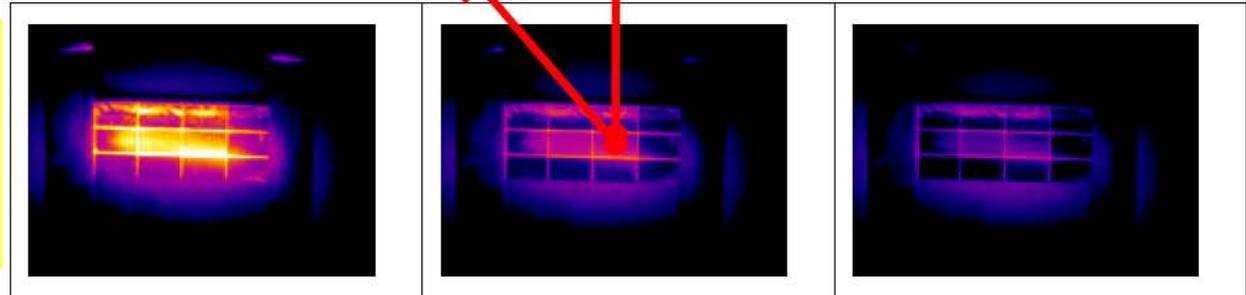
Thermal fatigue test - Below melting threshold 33

$P \cdot \sqrt{\Delta t} \approx 6 - 10 \text{ MWm}^{-2}\text{s}^{1/2}$
420.000 transient events

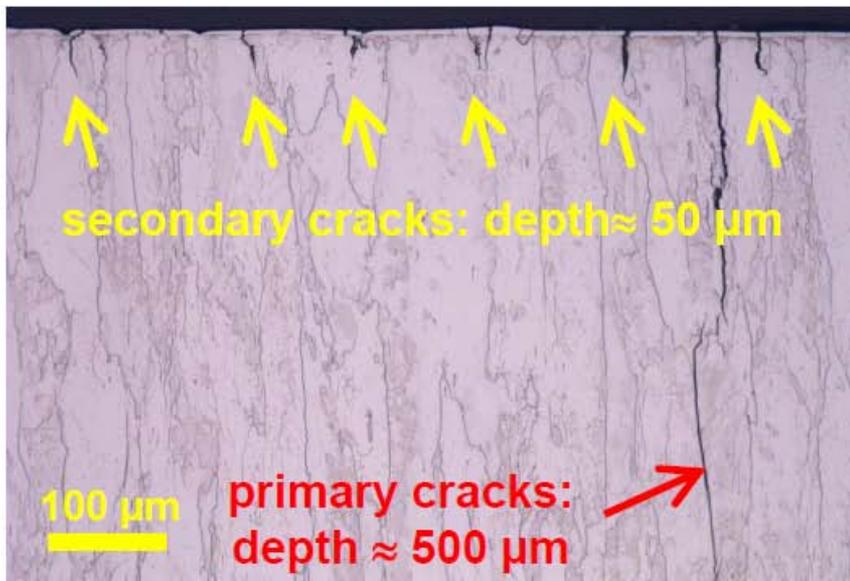
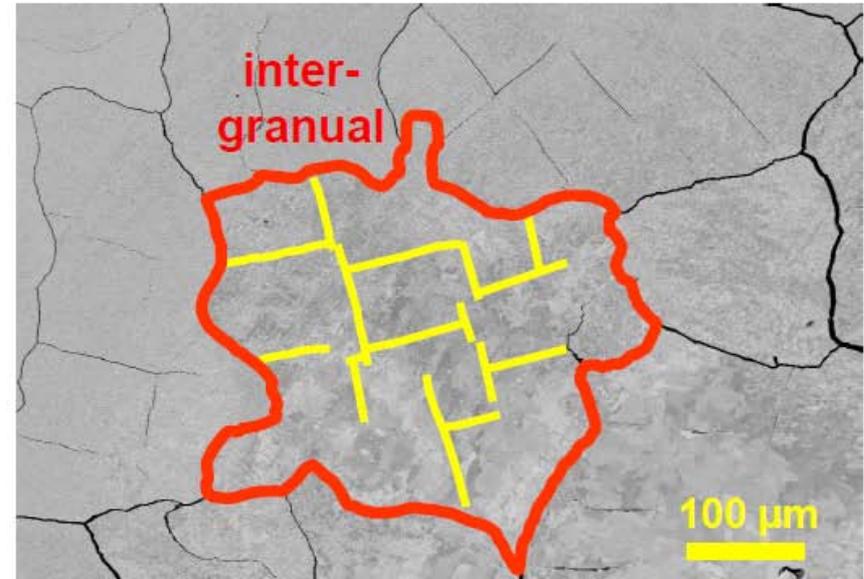
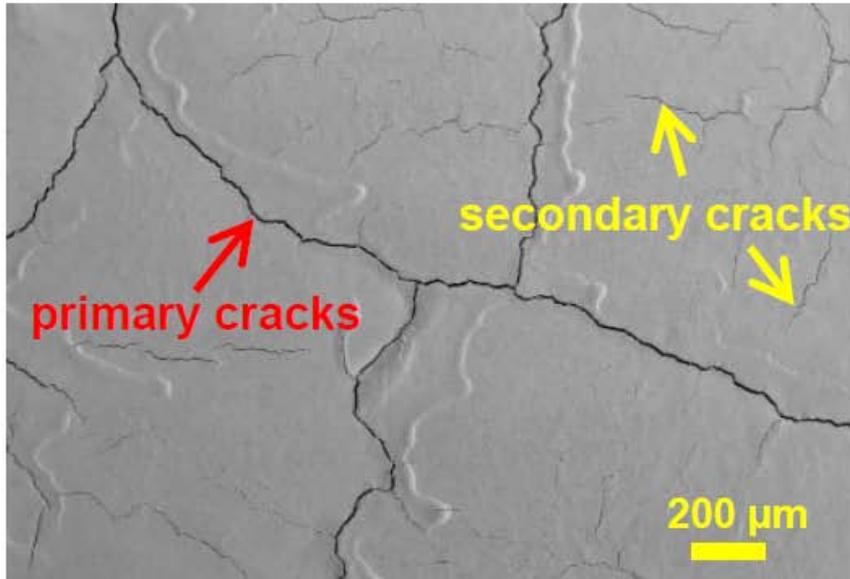


Cracking took place by many heat pulses even below melting threshold.

Even in ITER, $\sim 10^8$ pulses would be applied in engineering phase. (frequency 10 Hz)



Thermal shock resistance of W - grain size effect



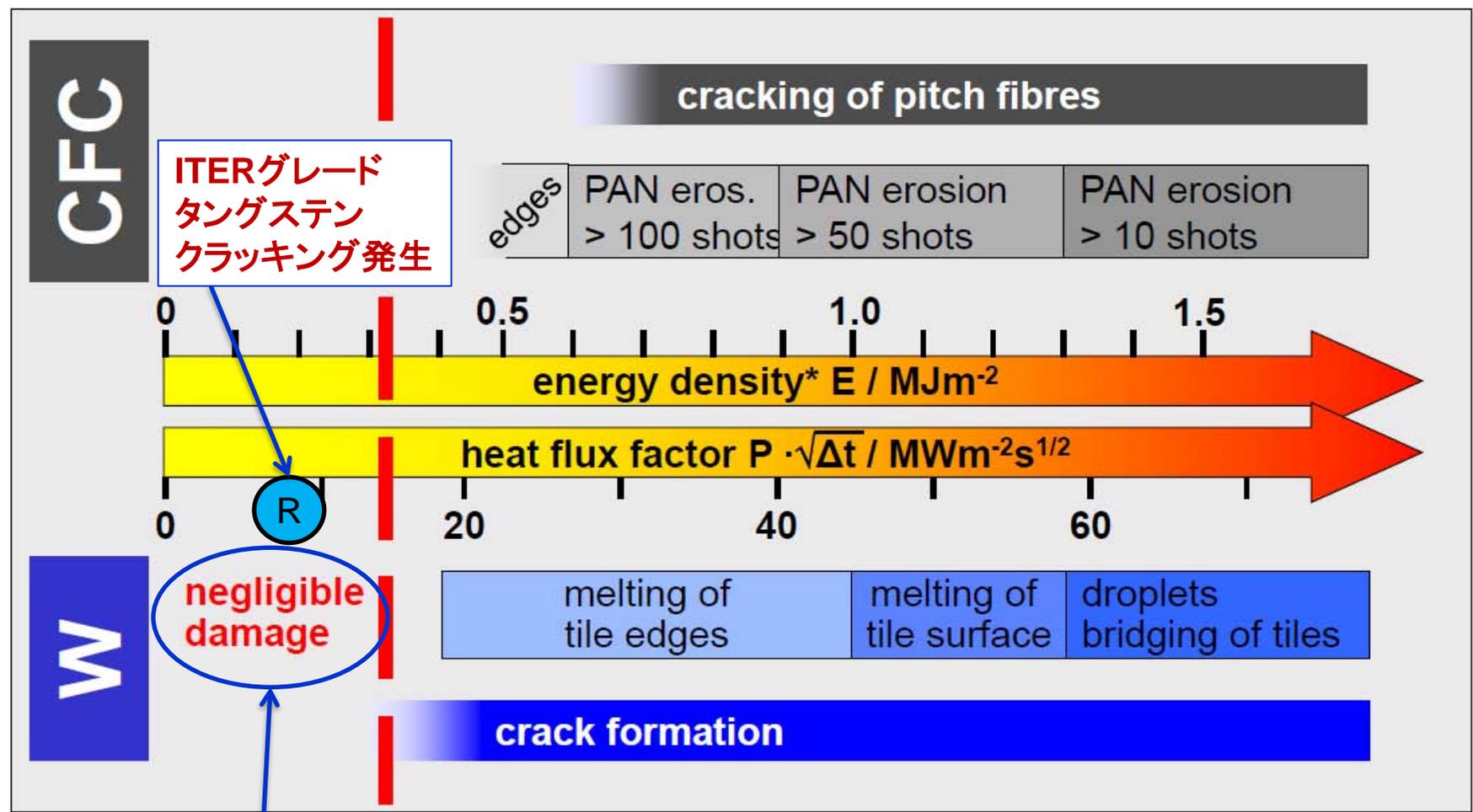
intra-granular cracking
(cleavage of the single crystal)

top: coarse tungsten grade
single e-beam pulse at 5 ms below
melting threshold

left: deformed tungsten
ELM simulation in QSPA at 0.5 ms close to
melting threshold ($E \approx 1.0 \text{ MJm}^{-2}$, $n = 100$)

ITERグレードタングステンにおける亀裂発生

Damage thresholds for CFC and W under ELM-loads

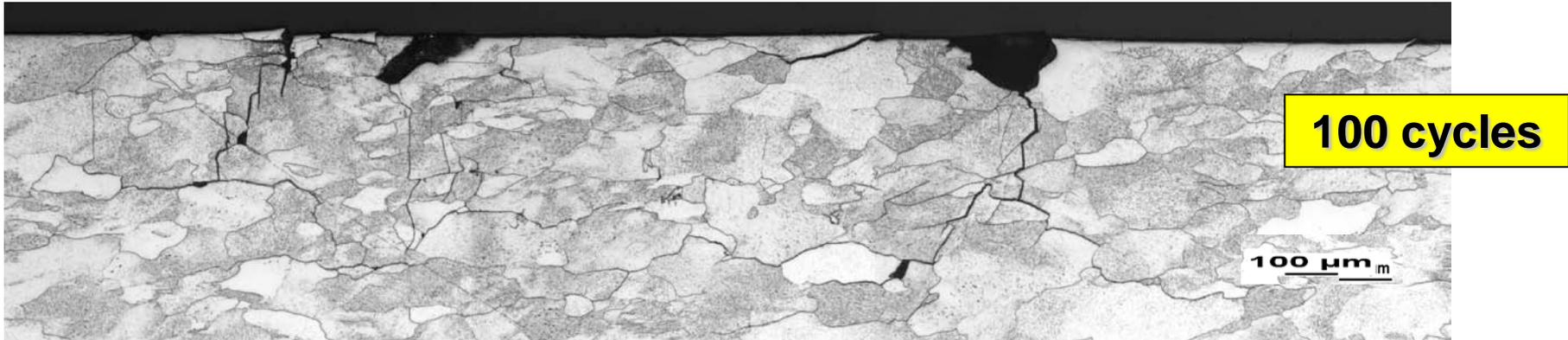


Double Forging Process による結晶粒がほぼ等方的なW

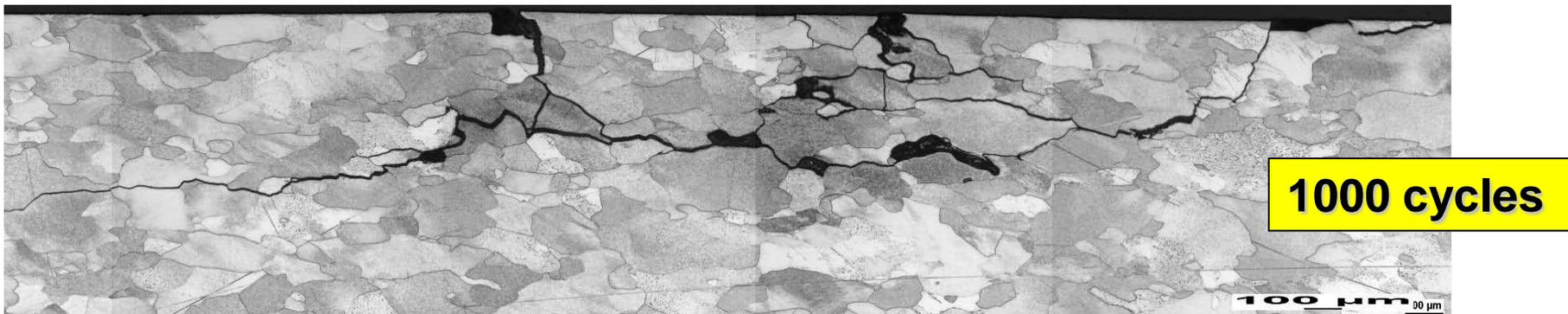
* $\Delta t = 500 \mu\text{s}$
 $T_0 = 500 \text{ C}$
 CFC: NB31
 W: forged rod material

Improved W grades: double forging process

transient heat load tests: 1.0 GW/m², $\Delta t = 1$ ms



accumulation of damage



risk of delamination

新タングステン材料の開発

Possible Manufacturing Solutions

The numerous interfaces are expected to act as sinks for the irradiation-induced defects

W-Ta etc.

W-base alloys

Nano-grained materials

Oxide dispersion strengthened (ODS) materials

More ductile

More radiation resistant

Stabilization of grain boundaries

Grain size increases upon thermal annealing, even for ODS

UFG-W : high resistance to neutron irradiation

H. Kurishita, et al., J. Nucl. Mater. 377 (2008) 34.

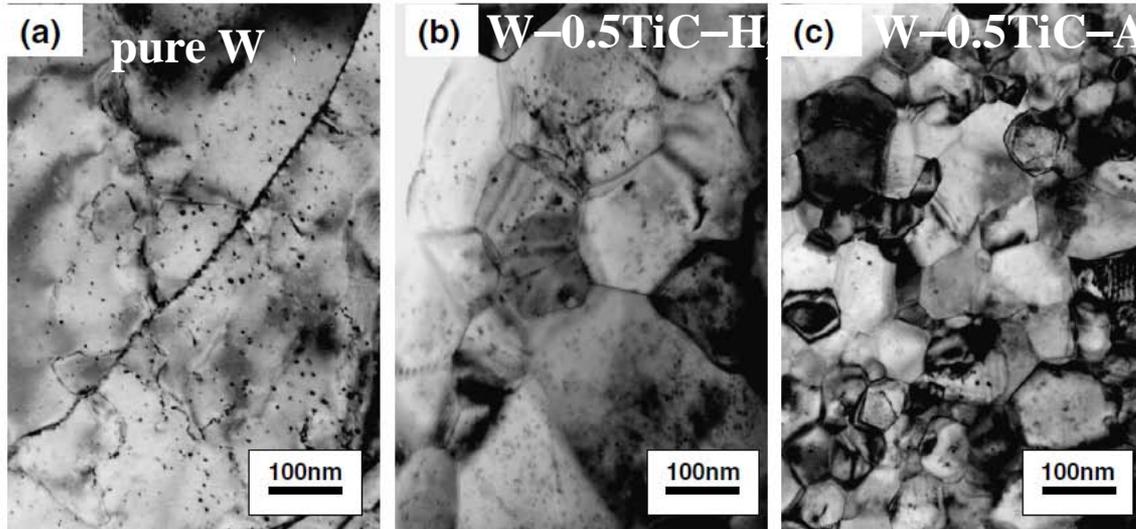


Fig. 7. TEM bright-field images of microstructures in (a) pure W, (b) W-0.5TiC-H₂ and (c) W-0.5TiC-Ar after neutron irradiation at 873K to 2×10^{24} n/m² in JMTR.

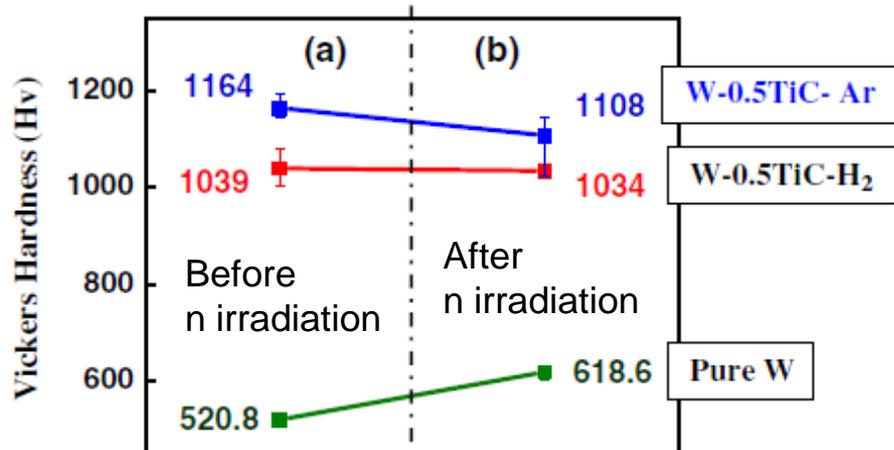


Fig. 9. Vickers microhardness number before and after neutron irradiation for pure W, W-0.5TiC-H₂ and W-0.5TiC-Ar.

It also showed less neutron induced damage (black dots in photo).

UFG-W showed less hardening than pure W by neutron irradiation.

終わりに

- タングステンは、高融点、低損耗、低トリチウム蓄積の観点からITERのDT放電、及びDEMO炉以降の有力なプラズマ対向材料
 - タングステンをダイバータに使用するためには、プラズマからの熱負荷制御が不可欠(定常熱負荷、ディスラプション等によるパルス熱負荷)
 - ヘリウムイオン照射影響、パルス熱負荷影響についての理解を進め、その影響低減が必要である。
 - 中性子照射影響については、今後さらに研究を進める必要がある。特にプラズマ対向材料だけではなく、機器としての評価が重要になる。
 - 中性子耐性が高く、延性が大きいタングステンの開発が今後の課題。
 - **ダイバータ機器開発戦略が必要**
 - どのような形式のダイバータ(対向材料、冷却材、冷却管材料)を開発すべきか(開発方針の決定)。
 - ダイバータのテスト環境(中性子、熱、プラズマイオン同時照射)をどうするか(開発環境の構築)。
 - どのように研究者・技術者の協力体制を作るか。
-