

keV水素イオン照射による表面損傷と水素吸蔵

吉田, 直亮
九州大学応用力学研究所 : 教授

荒木, 邦明
九州大学応用力学研究所 : 技官

藤原, 正
九州大学応用力学研究所 : 技官

宮本, 好雄
九州大学応用力学研究所 : 技官

他

<https://doi.org/10.15017/4743768>

出版情報 : 応用力学研究所所報. 63, pp.231-243, 1987-01. 九州大学応用力学研究所
バージョン :
権利関係 :



keV 水素イオン照射による表面損傷と水素吸蔵

吉田直亮* 荒木邦明†
藤原正† 宮本好雄†
北島一徳‡

概 要

高純度モリブデン、タングステン、鉄及び316ステンレス鋼を1から5 keVの水素イオンで照射し、損傷組織の形成過程を透過電顕法により調べた。何れの物質においても、水素イオンの侵入する試料表面直下に、水素原子と照射欠陥の相互作用により、それらの二次的な複合体が高密度に形成される。即ち、まず 10^{16} ions/cm² 程度の照射で板状の水素集合体が発生・成長する。照射量の増加に伴い、水素との反応により格子間原子型転位ループが形成されると共に空孔の蓄積が顕著となる。さらに照射量が 10^{18} ions/cm² を越えると、空孔の非熱活性的な運動によって水素バブルが発生する。

この欠陥蓄積過程に関する実験結果を反応速度論をもとに解析することによって、侵入水素イオンのトラップとして原子空孔、水素の板状集合体及びバブルが特に重要であることが明らかとなった。

Key words: hydrogen recycling, hydrogen ion irradiation, radiation damage, hydrogen cluster

1. 序 論

D-T核融合炉における水素同位体のリサイクリング過程の解明は、炉心プラズマの密度や組織を制御の上からも、又、第一壁材料中のトリチウムインベントリーや材料の水素脆化を評価する観点からも重要な課題である。

数100 eV以上の運動エネルギーを持った水素同位体粒子が炉心プラズマから漏洩すると、第一壁材料中に直接侵入し、入射面直下で格子原子のはじき出し損傷を引き越すことによって、格子間原子と原子空孔を形成する。格子原子との衝突を繰り返し、運動エネルギーを失った水素イオン(H⁺)は、結晶中を拡散し、一部のものは壁表面に達し、脱離過程を経て真空中へ放出され再度プラズマ粒子となる。上述のように水素同位体のリサイクリングは多くの素過程が関与する複合的な現象であるが、特に材料内部では照射欠陥によるトラッピングに律速される複雑な過程であり、不明な点が多い。

侵入水素イオン自身の挙動についてはD(²He, p)³Heの核反応や昇温脱離法を用いて調べられている。

* 九州大学教授、応用力学研究所

† 九州大学技官、応用力学研究所

‡ 九州大学教授、応用力学研究所(現、鹿児島大学工学部)

Böttiger ら¹⁾は前者の方法を用いて水素の深さ分布を測定し、水素が空孔にトラップされていることを示唆している。McCracken ら²⁾は後者の方法により 20 keV の重水素イオン (D^+) を照射した M_0 からの重水素ガスの放出量を測定し、230°C と 400°C に中心を持つ大きな放出ピークがあることを見出し、この結果は、少なくとも水素は 2 種類の異なった照射欠陥によって吸蔵されていることを示すものである。又、Wilson ら³⁾はステンレス鋼について同様の測定を行い 80°C と、160°C の大きな放出ピークが存在することを見出し、複数の種類の欠陥が水素のトラップに関与していることを示した。

この様に水素の材料内部での挙動を理解するためには、その挙動を律速すると思われる照射欠陥の実体に関する相補的な知識が不可欠であるにもかかわらず、この方面の研究はほとんど行われていないのが現状である。従って本研究では H^+ 照射によって作られる照射欠陥の構造及びその形成過程を明らかにし、水素吸蔵との関連を解明することを目的として損傷組織の詳細な透過電子顕微鏡観察実験を行った。

2. 実験方法

水素雰囲気中で帯溶融精製した高純度のモリブデン (残留抵抗比=6000)、鉄 (残留抵抗比=4000)、タングステン及び 1050°C で30分間溶体化処理した316ステンレス鋼を試料として用いた。透過電子顕微鏡による観察が可能な直径 3 mm ϕ の円板状薄膜にジェット研磨した後、小型イオンガンを用いて H^+ 照射を行った。照射装置については、既に Ref. 4 に述べた。イオン加速電圧は、1, 3, 5 kV、標準的なフラックスは 1×10^{14} ions/cm²s であった。試料温度は加熱試料ホルダーを用いて制御し、室温から 400°C の範囲の種々の温度で照射を行った。

照射後は透過電子顕微鏡を用いて損傷組織の観察を行うと共に、電顕内で加熱し、損傷組織の回復過程を調べた。

一部の試料は欠陥の構造の同定を目的として超高圧電子顕微鏡* (HVEM) を用いて室温における電子線照射を行い、損傷組織の変化をその場観察した。電子線の加速電圧は、1.25 MV、標準的な電子束は 4×10^{19} e/cm²s であった。

3. 実験結果

3.1. SUS 316 における損傷組織

損傷組織は水素イオンのエネルギーに強く依存する。写真 1 は、1, 3 および 5 keV のイオンを 3×10^{17} ions/cm² 照射した SUS 316 試料の透過電子顕微鏡写真である。1 keV では細かい欠陥がわずかに発生しているのみであるが、イオンエネルギーの増加に伴い、欠陥のサイズ、密度とも上昇する。欠陥は、数 nm 以下の微小な集合体と、白ないしは黒のコントラストを持った数 10 nm 以上に発達した大きな欠陥に大別できる。

写真 2 は欠陥像の回折条件依存性を示したものである。微小な欠陥は典型的な転位ループ像を示し、

* 九州大学超高圧電子顕微鏡窓の JEM-1000 型電子顕微鏡を使用した

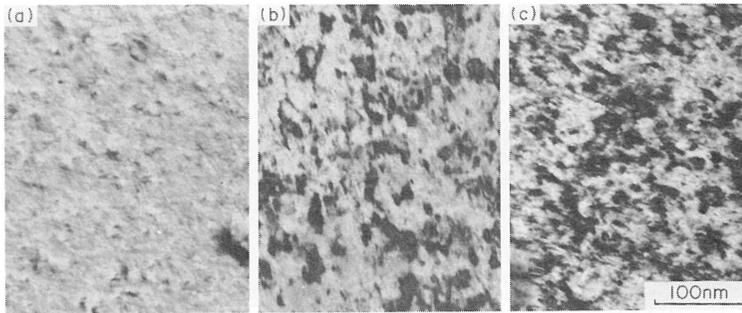


写真1 SUS 316 を H^+ で 3×10^{17} ions/cm² 照射した時に現われる損傷組織のイオンエネルギー依存性 (a) 1 keV (b) 3 keV (c) 5 keV.

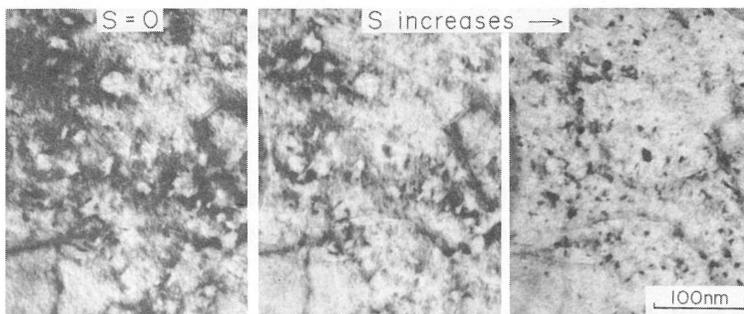


写真2 5 keV H^+ 照射した室温の SUS 316 に形成された欠陥像の回折条件依存性

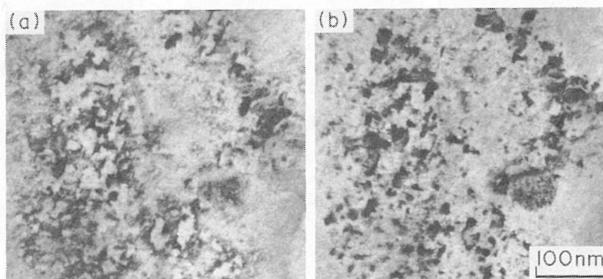


写真3 照射欠陥像の回折ベクトル依存性. (a) $g=(200)$, (b) $g=(\bar{2}00)$. 回折ベクトルを反転させるとコントラストが逆転する. (SUS 316, 室温, 5 keV H^+ , 1×10^{17} ions/cm²)

$S > 0$ の回折条件においてもかなり強いコントラストを示す. 一方, 大きく成長した欠陥は $S \geq 0$ でのみ強いコントラストを示し, S の増加に伴い急速にコントラストが消衰する.

写真3は, 5 keV H^+ を 1×10^{17} ions/cm² 照射した試料の同一場所を回折ベクトル g を反転させて撮影したものである ((200) 及び $(\bar{2}00)$ 反射). 大きく成長した集合体のコントラストは g を反転することにより白黒が逆転する. この様な特異なコントラストを示す欠陥を H 型欠陥と呼ぶことにする.

写真4は, 5 keV H^+ で照射した場合の損傷組織の照射量依存性を示したものである. 照射量の低い段階で, まず H 型欠陥が急速に発達し, 照射量が 10^{17} ions/cm² を越えると微小転位ループの蓄積が顕

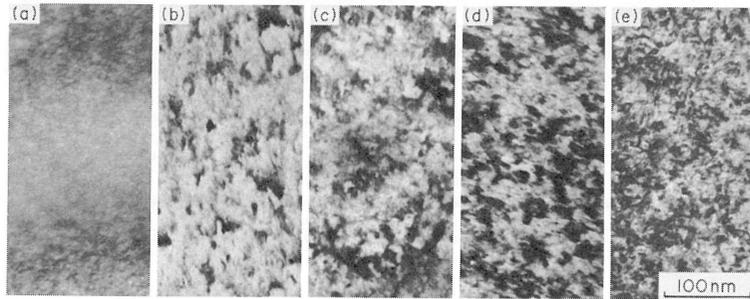


写真4 5 keV H⁺ 照射した室温の SUS 316 に形成される損傷組織の照射依存性. (a) 1×10^{16} ions/cm² (b) 3×10^{16} ions/cm² (c) 1×10^{17} ions/cm² (d) 3×10^{17} ions/cm² (e) 1×10^{18} ions/cm².

著となる. 更に, 10^{17} ions/cm² を越えると, 直径数 nm 以下の微細なバブルの発生が認められるようになる.

3.2. モリブデン

3.2.1. 室温における損傷組織

Mo における損傷組織は, 定性的には SUS 316 と類似している. 写真5 に示した電顕写真から明らか様な様に, 照射量の低い段階ではこの物質においてもまず H 型欠陥が形成される. 図1 および図2 に示した様に, この欠陥の密度, サイズとも照射量と共に増加し, 1×10^{17} ions/cm² 照射で欠陥の平均径 \bar{D} は 3.7 nm に達する. 照射量の増加に伴い, 欠陥組織は複雑化し, 1×10^{18} ions/cm² を越えると, 平

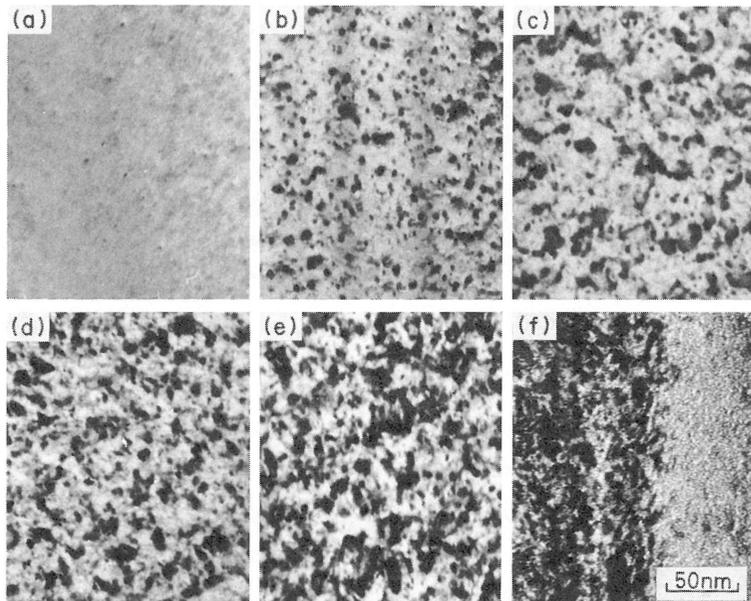


写真5 5 keV H⁺ 照射により室温の Mo に形成される損傷組織の照射依存性. (a) 1×10^{15} ions/cm² (b) 1×10^{16} ions/cm² (c) 3×10^{16} ions/cm² (d) 1×10^{17} ions/cm² (e) 3×10^{17} ions/cm² (f) 1×10^{18} ions/cm².

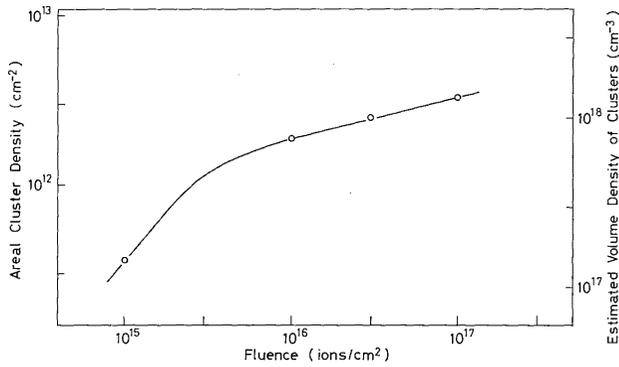


図1 室温で5 keV H⁺照射した Mo 中の欠陥密度の照射量依存性.

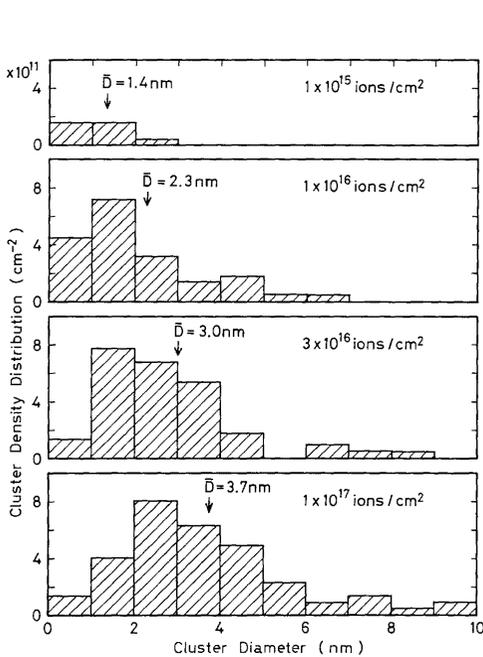


図2 室温で5 keV H⁺照射した Mo に発生した欠陥の種々の照射量でのサイズ分布.

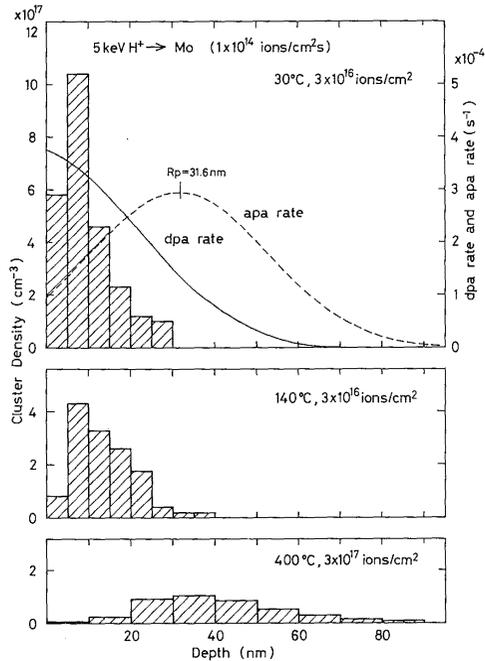


図3 室温, 140°C および 400°C で5 keV H⁺照射した Mo に形成された欠陥の深さ分布と, E-DEP-1 コード⁵⁾から求めた5 keV H⁺による損傷分布 (dpa rate) と水素分布 (apa rate).

均径 1.5 nm 程度のバブルが高密度に発生する。

keV 領域の水素イオンの金属中での飛程は極めて短く損傷は入射面直下に局在する。写真6は欠陥の立体分布を示す一対のステレオ写真で、厚さ約100 nmの試料中を貫通する先端転位と比較し、照射欠陥がイオン入射面直下(写真では下面)に局在するのが観察される。図3はステレオ写真対より測定した欠陥の深さ分布をE-DEP-1コード⁵⁾を用いて算出した損傷率(dpa rate)及び水素イオン侵入率

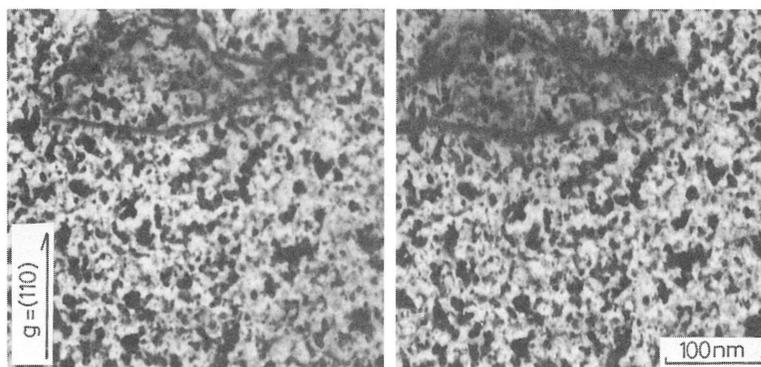


写真6 5 keV H⁺ で 3×10^{16} ions/cm² 照射した室温の Mo に形成される欠陥のステレオ写真対. ステレオ回転角=8.2°.

(apa rate) の深さ分布と比較したものである. これらの欠陥は表面から 30 nm 程度までの領域に局在し, 損傷分布と比較的良好一致を示している.

3.2.2. 高温における損傷組織

水素イオン照射により形成される損傷組織を, 空孔が熱的に不活性な 30°C および 140°C と十分に活性化される 400°C で比較し, 照射温度依存性を調べた. 写真7は損傷組織を低照射量 (3×10^{16} ions/cm²) および高照射量 (3×10^{17} ions/cm²) で比較したものである. 室温で顕著な H 型欠陥は 140°C 以上では発生し難く特に 400°C では転位ループのみが形成される. 図3で見られる様に 400°C で発生する転位ループの深さ分布はむしろ水素イオンの飛程分布と一致することから転位ループの発生には水素が深く関与していることが予測される.

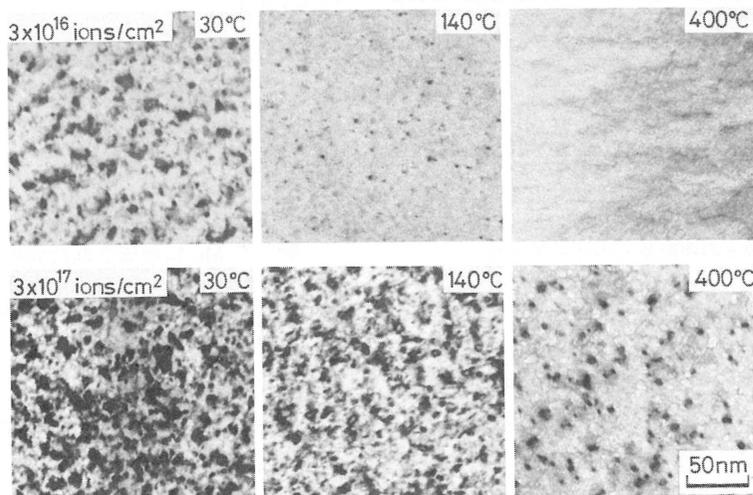


写真7 5 keV H⁺ 照射した Mo の損傷組織の照射温度依存性. 上列 3×10^{16} ions/cm², 下列 3×10^{17} ions/cm².

3.2.3. 照射欠陥の熱的安定性

照射欠陥の熱的安定性を調べるため、照射済試料を電子顕微鏡内で加熱し、損傷組織の回復過程をその場観察した。写真 8 の組写真は 1×10^{17} ions/cm² 照射した試料を 100°C おきに段階的に加熱し、各々の温度で 15 分間保持した後撮影した同一場所の電顕写真である。100°C から 200°C の間で極めて微細な欠陥が消滅すると同時に、等傾角干渉縞の間隔が広がる。このことは照射によって起った結晶の湾曲が回復したことを示している。400°C を越えると H 型欠陥に不安定性が現われ、温度の上昇に伴い隣接するもの同志の合体や解離による消滅が活発になる。H 型欠陥が消滅した後は直径 5 nm 程度の転位ループが生き残ると同時に 1.5 nm 程度の微小なキャビティーが、新たに出現する。図 4 は欠陥残存率を HVEM 及び He⁺ 照射によって導入した格子間原子型転位ループの残存率と比較したものである。HVEM 照射の場合、転位ループ径は 30~50 nm で厚さ 200 nm 程度の試料のほぼ中心部に分

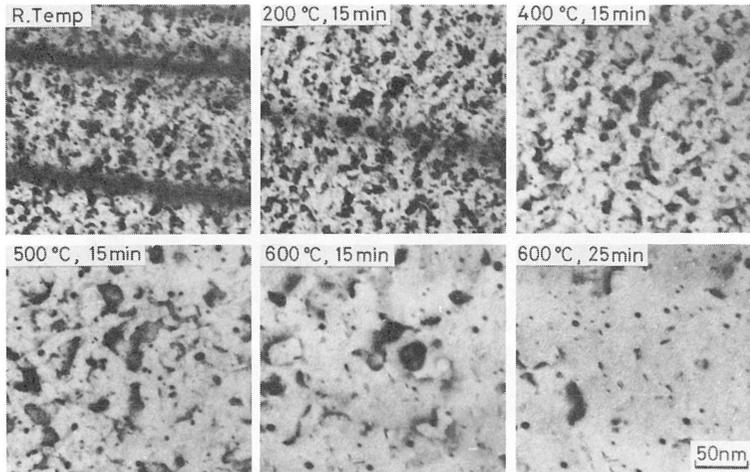


写真 8 室温において 5 keV H⁺ 照射 (1×10^{17} ions/cm²) した Mo 損傷組織の回復。

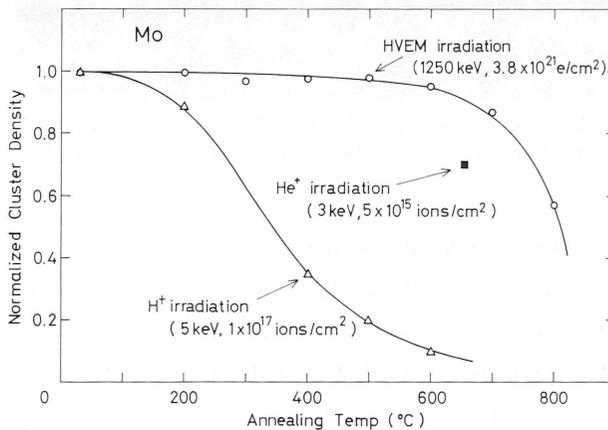


図 4 焼鈍にともなう欠陥密度変化 (Mo, 5 keV H⁺, 1×10^{17} ions/cm²).

布するが He⁺ 照射では H⁺ 照射と状況が似通っており微小なループが表面直下 (≦30 nm) に分布する。いずれにおいても転位ループはサイズ、表面からの距離によらず 600°C までは非常に安定である。従って、H⁺ 型照射によって作られる H 型欠陥はいわゆる転位ループとは異なった構造を持った欠陥であることは明らかである。

3.2.4. 超高压電子顕微鏡による追照射

H⁺ 照射した試料を HVEM を用いて 1.25 MeV の電子線を追照射することにより、H⁺ 照射で作られた欠陥の同定を行った。

写真 9 は室温で H⁺ 照射 (1×10^{16} ions/cm²) した試料に発生した欠陥の HVEM 照射下での挙動を示したものである。全体の約半数を占める転位ループと見られる欠陥は徐々に成長するのに対し、残りの H 型欠陥は殆んど変化しない。この結果は転位ループは格子間原子型であり H 型欠陥は点欠陥の集合体ではないことを強く示唆している。

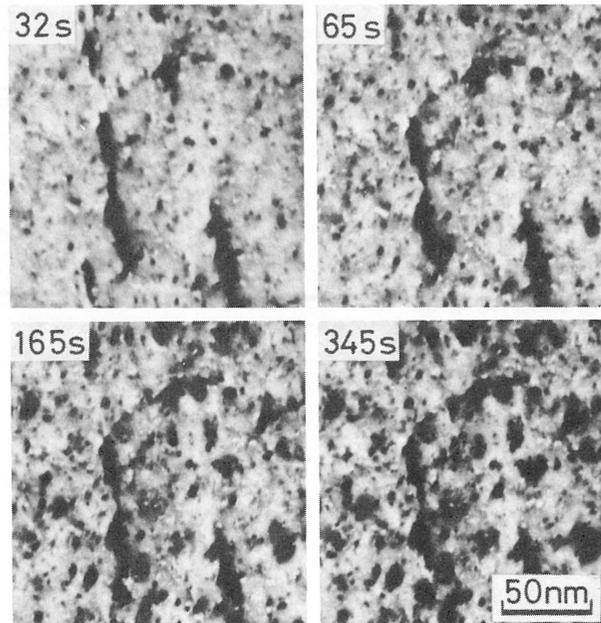


写真 9 室温において 5 keV H⁺ 照射 (1×10^{17} ions/cm²) した Mo の室温における HVEM 照射下での挙動。HVEM 照射条件：1.25 MeV e⁻, 4×10^{19} e/cm²s.

3.3. 鉄およびタングステンの水素イオン照射損傷

Mo と同様、代表的な BCC 金属である Fe と W についても 5 keV の H⁺ 照射を行い損傷組織の電顕観察を行った。これらの物質においても比較的照射量の低い段階で H 型欠陥が形成され、照射量の増加にともない転位ループ密度が増加する。写真 10 に室温において 5 keV H⁺ を 1×10^{16} ions/cm² 照射した Fe の損傷組織を示した。H 型欠陥に特徴的な白ないし黒のコントラストを示す欠陥が顕著に見られる。

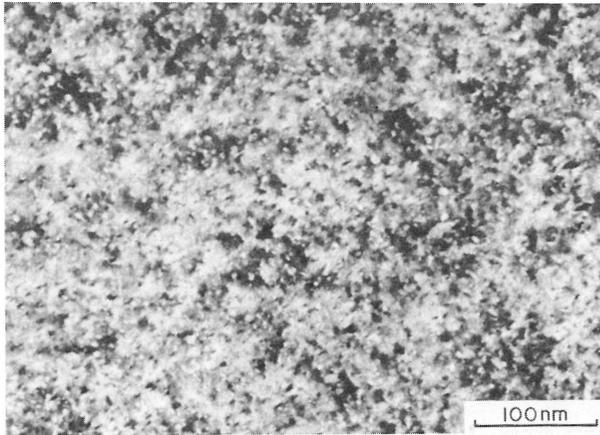


写真10 室温において 5 keV H^+ を $1 \times 10^{16}\text{ ions/cm}^2$ 照射した Fe の損傷組織写真.

4. 考察

keV 領域の水素イオンによる室温近傍での照射損傷組織は物質によらずきわめて似通っており透過電子顕微鏡で観察可能な欠陥として (1) H 型欠陥, (2) 転位ループ及び (3) バブルが形成されることが明らかとなった. 4.1 ではまず (1)~(3) の欠陥の構造及び性状について考察し, 4.2 では電子顕微鏡では観察不可能な点欠陥及びその微小集合体も含めて照射下での欠陥及び水素の蓄積集合過程について議論する. さらに 4.3 ではこれらの議論をふまえて照射下での水素の吸蔵機構について考察する.

4.1. 照射欠陥の構造と性状

4.1.1. H 型欠陥

この欠陥は物質によらず照射の初期段階で他に先がけて H^+ の入射面直下に形成される不定形な板状欠陥である. この種の欠陥はイオン飛程の長い高エネルギーの H^+ 照射⁵⁾ や keV 領域の He^+ 照射⁴⁾ では観察されたことが無いことから水素と関連した集合体であり, その形成に表面が重要な役割を果たしていることが予測される.

この欠陥の電顕像は転位ループとは異なる特異なコントラストを示す. 即ち, 動力学的回折条件に近い所でのみ強いコントラストを示すことから集合体周辺の格子歪は転位ループと比べかなり小さいことがわかる. 又この集合体は HVEM 照射によって導入された点欠陥と殆んど反応しないことから転位ループ等の単純な点欠陥集合体ではないことは明らかである. Mo で見られた様に H 型欠陥は転位ループとは全く異なった回復挙動を示す. この結果は H 型欠陥が転位ループではないことを更に裏付けるものである.

McCracken ら²⁾ は D^+ を照射した Mo からの定速昇温に伴う重水素の放出量を測定し. 本実験で観察された H 型欠陥の不安定温度領域で重水素の放出ピークが存在することを報告している. これらの結果を総合すると H 型欠陥は, 水素が板状に集合したものであると結論することができる.

4.1.2. 転位ループ

照射量が増すにつれて, 典型的な転位ループコントラストを持った 2 次欠陥が発生し, 成長する. 発

生はイオンエネルギーが高い程顕著であることからこれらは照射欠陥が集合したものと考えられる。Fe 以外の物質では格子間原子のみが室温で十分な移動度を持つことから、観察された転位ループは格子間原子型であることが予測される。転位ループの性状の決定には一般的には outside-inside contrast 法⁷⁾ や 2½ 法⁸⁾ が用いられるが本実験の様な高密度な微小欠陥にはいづれも適用が難しい。従って本研究では簡便な超高压電顕照射法⁴⁾によりその性状を決定した。室温の Mo では格子間原子のみが熱的に移動可能であることから既存の転位ループは HVEM 照射下で格子間原子を吸収して変形する。すなわち格子間原子型転位ループでは成長が、空孔型では縮小が起こる。従って HVEM 照射下で成長が観察された H⁺ 照射の転位ループは格子間原子型であると結論できる。同様の結果は SUS 316 においても観察されている⁹⁾。現象の類似性から W および Fe の転位ループも格子間原子型であると思われる。

4.1.3. バブル

室温で照射量が 10^{18} ions/cm² を越えると、H 型欠陥、転位ループに加え、多量のバブルが発生する。バブル中には当然水素ガスが吸蔵されているものと考えられる。

4.2. 水素イオン照射下での水素および欠陥の挙動

照射により結晶中に導入された水素原子および格子欠陥は照射条件、物質条件に依存して、種々の形で結晶中に蓄積される。ここでは最も詳細な実験を行った Mo について照射下での欠陥および水素原子の挙動について考察する。

Mo における空孔と格子間原子の移動の活性化エネルギー E_m^v , E_m^i は各々 $1.3\text{ eV}^{10)}$ 及び $0.083\text{ eV}^{11)}$ であることが知られている。従って室温においては空孔の熱的な運動は無視できるほど小さく照射によって発生した空孔は結晶中に蓄積される。一方、格子間原子は高い移動度 ($\approx 4 \times 10^{11}$ jump/s) を有し、照射により発生したものの大半は結晶表面、空孔等のシンクで消滅し、一部のものが集合体を作ることによって結晶中に蓄積される。

Gorodetsky ら¹²⁾によると 77 K で Mo 中に打込んだ 9 keV D^+ は、そのまま結晶中に蓄積され飛程分布に近い深さ分布を示すが室温まで加熱すると大半が消滅し、損傷分布に沿ってわずかに残留する。この実験結果は重水素は 77 K と室温の間で動くことを示しており、移動の活性化エネルギー E_m^H は $0.2 \sim 0.7\text{ eV}$ の間であることを示している。従って室温での照射下では、打込まれた重水素は、格子中を拡散し、その大半が結晶表面より放出され、格子欠陥等にトラップされたもののみが結晶中に残留するものと考えられる。Böttiger ら¹⁾は 8 keV の H⁺ および D⁺ を室温で打込み、結晶中にトラップされる水素量を深さの関数として測定すると共に、焼鈍による蓄積量の変化を調べた。その結果、蓄積水素量は照射量のほぼ 1/2 乗に比例して増加するが、あらかじめ He⁺ や Ne⁺ を照射し、欠陥を導入した試料では照射初期にはほぼ 100% のトラッピングが起ることを明らかにした。さらにこの試料を焼鈍するとトラップされた水素量は 200°C 近傍で半減するが 300°C でもなお 1/3 は残留することを示した。一方後ほど議論する様に照射中の空孔濃度は照射量の 1/2 乗に比例して増加し蓄積水素量と同じ照射量依存性を示す。以上の実験結果から打込まれた水素は主として空孔にトラップされその解離エネルギー ($E_d^H = E_b^{H-v} + E_m^H$, ただし E_b^{H-v} は水素・空孔結合エネルギー) は約 1.3 eV 程度と推定される。

Gorodetsky ら¹²⁾は水素と格子間原子およびボイドの結合エネルギー E_b^{H-i} , E_b^{H-void} についても考察しており、各々 1.3 eV および 1.2 eV と報告している。

これらの知見をもとに下記の様な欠陥挙動のモデルを仮定し、Ref 4 の反応速度式を応用して照射下での欠陥蓄積量を評価する。

- (1)空孔は1個の水素をトラップするがこの複合体は格子間原子と合体し水素を放出する。
- (2)水素と空孔および格子間原子の結合力は十分強く熱的には解離しない。
- (3)複格子間原子及び水素と結合した格子間原子は熱的に安定で格子間原子型転位ループの核となる。

図5は室温(300 K)のMoを5 keVの H^+ で照射した時の表面から15 nm程度の領域の点欠陥と水素の濃度の近似解を模式的に示したものである。損傷率 P_d と水素の侵入率 P_a はE-DEP-1コード⁵⁾を用いて算出した。又単純化のため表面のシンク効果は(深さ)^{-1/2}の関数で評価した。

図5に見られる様に室温のMoを照射した場合には、格子間原子の移動度が高く、しかも表面シンク濃度が高いため、格子間原子濃度は上がらず、格子間原子-格子間原子結合過程による転位ループの

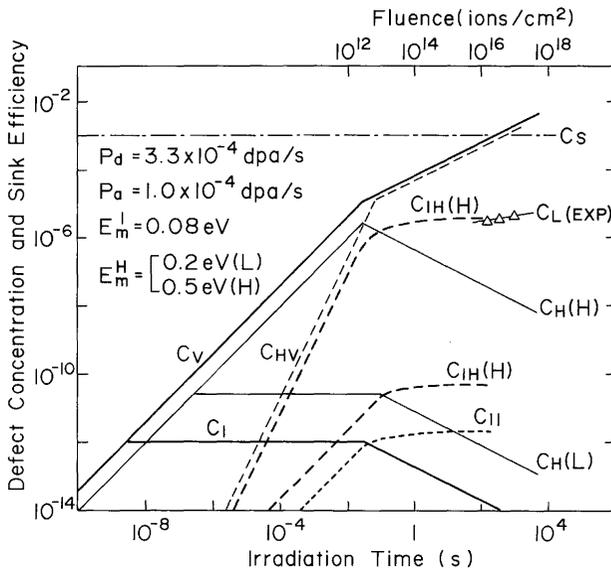


図5 反応速度式より近似的に求めた室温での欠陥密度変化。 C_v ; 空孔, C_i ; 格子間原子, C_{iH} ; 格子間原子-水素複合体, C_{iH} ; 複格子間原子, C_{iH} ; 空孔-水素複合体, C_H ; 格子間水素, C_S ; 表面シンク濃度。

発生は殆んど起らない。一方、格子間原子-水素結合過程に起因する転位ループの発生率は E_m^H に大きく依存する。図に見られる様に $E_m^H \approx 0.5$ eV程度の場合には格子間原子型転位ループ密度の実験値 C_L (EXP)をほぼ説明できる。

5 keV程度の H^+ 照射では水素の飛程が短く欠陥や水素の挙動は表面の影響を強く受けるためいわゆる薄膜条件¹³⁾となり空孔及び格子間原子濃度 C_v , C_i はそれぞれ照射時間(フラックスが一定の時は照射量)の1/2乗および-1/2乗に比例して変化する。一方 P_d と P_a がほぼ同程度であることから水素の蓄積量はトラップとして働く空孔量によって律されることになる。即ち、水素の吸蔵量は照射量の1/2乗に比例して増加することになりBöttiger¹⁾の実験結果を説明することができる。

照射量が 10^{18} ions/cm² に近付くと、 C_V は 10^{-2} に達し、構造的な飽和状態になる。これはバブルの発生する照射量と良く一致しており近接空孔同志の非熱的な合体によってバブルが発生することを示唆している。

4.3. 照射欠陥による水素の吸蔵

本研究で行った損傷組織の電顕観察からは直接的には水素の挙動を見ることはできないが、反応速度式を用いた解析結果および Böttiger¹⁾, McCracken²⁾ らの水素に着目した研究を総合し、照射欠陥による水素の吸蔵について考察する。

一般に金属中の水素は室温で十分拡散できると考えられており、室温照射後に結晶中に残留する水素は何らかの欠陥にトラップされているものと考えられる。以下にいくつかの可能性の有るトラップ欠陥について考察する。

(1) 空孔

最も単純なトラップは空孔である。4.2 で議論した様に蓄積水素量は蓄積空孔量に比例する。このことは空孔が水素の最も主要なトラップであり、しかも 1 空孔当たりトラップされる水素は有限であることを示唆している。Mo の場合、空孔にトラップされた水素は 200°C 近傍でトラップから脱離し試料から放出される。この放出温度から推定しトラップからの脱離エネルギーは 1.4 eV 程度と考えられる。一方、水素を放出した空孔はこの温度では十分な移動度を持ち、種々のシンクで消滅する。従って本実験で観察された 200°C における微細な格子間原子型転位ループの消滅、結晶の歪の回復は、水素を放出した空孔の移動、消滅にともなう回復現象であると解釈することができる。

(2) バブル

4.2 で議論した様に、照射量が 1×10^{18} ions/cm² を越えると非熱的活性化過程によってバブルが形成される。従ってバブルは照射量の高い所でかなり重要な水素の吸蔵サイトになることが予測される。

(3) 格子間原子および格子間原子型転位ループ

H⁺ 照射下で転位ループの発生が促進されることから、格子間原子やその集合体も水素と高い結合エネルギーを有し、水素のトラップサイトとして働くものと思われる。しかしながらこれらの欠陥密度は低くトラップ量としては少ない。

(4) 水素集合体

この吸蔵機構は、低エネルギーのイオン照射で顕著なことで、空孔によるトラップより熱的な安定性が高いことから核融合炉の第一壁での水素トラップに重要な役割をはたす可能性が有る。

5. 結論

Mo, SUS 316, Fe, W を室温から 400°C の温度で水素イオン (1~5 keV) 照射し、形成される損傷組織を透過電子顕微鏡を用いて詳細に観察することにより、照射下での欠陥と水素の挙動を追求し、以下のことが明らかとなった。

(1) 物質によらず照射初期 ($\sim 10^{16}$ ions/cm²) にまず表面のごく近傍に水素の板状集合体 (H 型欠陥) が現われる。この欠陥の熱的な安定性は比較的高く、高温で作動する核融合炉での水素トラップとして考慮する必要がある。

(2)照射量が 10^{17} ions/cm² を越えると格子間型転位ループが成長するが、その核発生には水素が強く関与しているものと思われる。

(3)照射量が 10^{18} ions/cm² を越えると空孔の非熱的な合体に伴いバブルが発生する。

(4)室温照射では空孔が最も主要な水素トラップである。Mo における空孔-水素複合体は 200°C 近傍で解離すると同時に、水素の放出と空孔の回復が起る。空孔の回復にともない微小な格子間原子型の転位ループの消滅および結晶歪の回復が起る。

謝 辞

電子顕微鏡観察でお世話になった九州大学超高压電子顕微鏡室の方々へ心からお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) J. Bøttiger, S. T. Picraux, N. Rud and T. Laurson; J. Appl. Phys. 48 (1977) 920.
- 2) G. M. McCracken and S. K. Erents; in Application of Ion Beam to Metals, Eds. S. T. Picraux et al. (Plenum, New York, 1974) 585.
- 3) K. L. Wilson and M. I. Baskes, J. Nucl. Mater. 76 & 77 (1978) 291.
- 4) 吉田 直亮, 蔵元英一, 北島一徳, 九州大学応用力学研究所所報 57 (1982) 577.
- 5) L. Manning and G. Mueller; Comps. Phys. Comm. 7 (1974) 85.
- 6) 庭瀬敬右; 私信
- 7) A. Howie and M. J. Whelan; Proc. Roy. Soc. A 267 (1962) 206.
- 8) J. B. Mitchell and W. L. Bell; Acta Met. 24 (1976) 147.
- 9) 芦塚紀尋, 藤原 正, 室賀健夫, 吉田直亮; 未発表
- 10) H. Kugler, I. A. Schwirtlich, S. Takaki, K. Yamakawa, U. Ziebart, J. Petzold and H. Schultz; in Point Defects and Defect Interaction in Metals, Eds. J. Takamura et al. (Univ. of Tokyo Press, 1982) 520.
- 11) R. W. Balluffi, J. Nucl. Mater. 69 & 70 (1978) 240.
- 12) A. E. Gorodetsky, A. P. Zakharov, V. M. Sharapov and V. Kh. Alimov, J. Nucl. Mater. 93 & 94 (1980) 588.
- 13) N. Yoshida and M. Kiritani; J. Phys. Soc. Japan 35 (1973) 1418.

(昭和61年 5月31日 受理)