

複合ビーム材料照射装置 DuET を用いた核融合炉材料研究と 関連材料研究の展開

Research on Fusion Reactor Materials and Related Materials using the Dual-Beam Facility for Energy Science and Technology DuET

藪 内 聖 皓,近 藤 創 介¹⁾,檜 木 達 也²⁾,笠 田 竜 太¹⁾*
YABUUCHI Kiyohiro, KONDO Sosuke¹⁾, HINOKI Tatsuya²⁾ and KASADA Ryuta¹⁾*
京都大学エネルギー理工学研究所,¹⁾東北大学金属材料研究所,²⁾京都大学オープンイノベーション機構
(原稿受付: 2021年5月11日)

核融合炉中性子照射環境を模擬することが可能な複合ビーム材料照射装置DuETにおける研究成果について 報告する.核融合中性子による重照射試験が不可能な現状において,核融合炉環境における材料劣化挙動を予測 するためには,原子炉を用いた核分裂中性子照射に加えて,イオン加速器による模擬照射場を最大限利用する必 要がある.DuETは,弾き出し損傷を導入するタンデム加速器とヘリウムイオンを注入するシングルエンド加速 器とともに,これらのイオンビームを同時に照射可能な計測・制御性と利用性の高い独自の照射システムから構 成されている.照射実験の開始以来,先進材料として期待されている炭化ケイ素材料や酸化物分散強化鋼の照射 効果に関する先駆的な研究成果を挙げている.また,ブランケット構造材料の第一候補材料である低放射化フェ ライト鋼におけるヘリウム効果の発現条件に関するデータベースと理論的予測モデルの構築にも貢献した.最近 では,プラズマ対向壁として用いられるタングステン材料を中心に,イオン照射後の水素同位体のリテンション に関する共同研究も進められている.また,核融合炉材料以外にも,原子炉圧力容器鋼の照射硬化メカニズムに 関する研究等,原子力分野における産学連携も活発に行われている.

Keywords:

dual ion beam, irradiation effect, fusion reactor materials, fission reactor materials

1. はじめに

イオン加速器施設は、核融合炉材料や核分裂炉材料にお ける中性子照射効果を模擬するために広く利用されてい る.京都大学エネルギー理工学研究所附属エネルギー複合 機構研究センター(以降センター)の高度エネルギー機能 変換実験装置として開発された複合ビーム材料照射装置 DuET(<u>Du</u>al-Beam Facility for Energy Science and Technology)は、将来の基盤エネルギーシステム開発に関わる 基礎研究のために設置された2台のMV級静電加速器を中 心とする施設である.材料の照射効果を理解するために、 イオンビームのフラックスとフルエンス、材料の温度など の照射条件を精密に計測・制御するだけでなく、超微小試 験技術(USTT:<u>Ultra-Small Testing T</u>echnology)を用い て、イオン照射されたマイクロメートル領域の微細構造変 化、力学特性、寸法安定性、環境影響などの照射後実験を 展開することに努めてきた.

DuET は、1999年にセンターの基幹装置として、ヘリオ トロンDの置かれていた建屋に導入が開始されるととも に、CREST事業「低環境負荷エネルギー用複合機能構造材 料の開発研究(代表:香山晃)」の枠組み等において促 進された[1-3]. その後、センターにおいて外部資金に よって整備したマルチスケール材料評価基盤装置群 (MUSTER: <u>Multi-Scale Testing and Evaluation Research</u>) とともに、受益者負担による施設の持続性向上を見据えた 有償利用制度を全国的にも一早く導入し、文部科学省先端 研究施設共用促進事業等による体制構築を進めつつ、産業 界にも共用を拡大した[4,5].エネルギー理工学研究所に おいて共同利用・共同研究拠点「ゼロミッションエネル ギー研究拠点」が採択されると、DuET の学術利用は国内 外に広がり、国際共同研究については、米国、欧州、韓国 等の研究者との国際共著論文が得られている.

DuETの特徴は、重イオンビームとヘリウムイオンビー ムの同時照射によって核融合中性子照射の模擬が可能であ ることはもちろんのこと、他の汎用重イオンビーム加速器 施設では運用上困難な重照射研究を可能とする高いビーム 強度と照射条件の安定性を実現した制御・計測システムで ある.MeV級の重イオンビーム照射では、弾き出し損傷の 与えられる深さが数マイクロメートルに制限されるもの の、原子炉中性子照射と比して極めて短時間で高い弾き出 し損傷量(dpa: displacement per atom)[6]を得ることがで きる.設置以来、先進核融合炉材料として期待される炭化 ケイ素(SiC)材料および SiC 複合材料を対象として、最高

* Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai, MIYAGI 980-8577, Japan

Corresponding author's e-mail: r-kasada@imr.tohoku.ac.jp

1600℃までの照射実験を可能とする照射システムを開発 し,照射下寸法変化機構,高温水腐食への照射影響等,先 駆的な研究成果を得てきた.また,低放射化フェライト (RAF:Reduced Activation Ferritic) 鋼のヘリウム脆化発現 限界照射量についても,DuET での系統的な同時照射研究 が貢献して明らかにされた.RAF鋼よりも高い高温強度を 有する酸化物分散強化 (ODS: Oxide Dispersion Strengthened) 鋼における優れた耐ヘリウム脆化特性について,ナ ノ酸化物粒子の影響を明らかにしている.加えて,タング ステン材料やトリチウム透過防止被膜の水素同位体リテン ションに及ぼす照射効果に関する共同研究が進められてき た.また,次世代原子力システム用の材料開発や軽水炉の 安全性に関わる基礎研究,照射効果基礎研究,超微小試験 技術開発など,核融合炉材料以外の分野においても多様な 研究が展開されている.

以上のように、DuET によって、通常のエネルギープラント機器においてさえ数十年は必要とする構造材料開発の 中でも、追加的に照射データベースを必要とする核融合炉 や先進原子力システムの構造材料の開発は、文字通り加速 されたと言える.

約20年間にわたる上記の研究を通して,DuET を直接的 に利用した学位論文により博士の学位を取得した学生は, 京都大学だけでも少なくとも13名に上っており,国内外で 活躍する研究者の育成に貢献したことも特筆すべき成果で ある.

本稿の構成は以下の通りである.第2章において, DuETの装置概要を概説し,第3章で核融合炉材料の照射 効果研究の成果を概説する.第4章では,原子力材料,照 射技術開発,照射後試験技術開発,その他の材料研究に関 する成果を述べる.最後に第5章においてまとめを行う.

2. 装置概要

2.1 加速器システム

DuET 施設の主加速器は、図1に示すタンデム型加速器 (High Voltage Engineering, HVEE Tandetron Model 4117) である.コッククロフト - ウォルトン型電源により 最大1.7 MVを発生させることが可能である.加速管に入射 した負イオンは高圧ターミナルに向かって加速され、電荷



図1 DuETの HVEE 社製のタンデム型加速器(写真中央)とス パッタ型およびデュオプラズマ型のイオン源(写真左).

ストリッパーにより正イオンに変換されて加速管出口に向 かい,更に加速される.タンデム型加速器の上流部の加圧 タンク外側に設置されたデュアルイオン源には,セシウム スパッタリングイオン源とデュオプラズマトロンイオン源 が装着されている.セシウムスパッタリングイオン源 (HVEE Model 860A)はイオン化効率が良く,利用できる イオン種が幅広いのが特徴であり,DuETではSi,Fe,Cu, Wのような核融合炉材料の主要元素に相当する自己イオ ン照射に使用され,弾き出し損傷の導入に用いられてい る.デュオプラズマトロンイオン源(HVEE Model 358)は 軽イオンビームの引き出しが可能である.フィラメント加 熱により発生した電子線により,ボンベよりイオン源内に 供給されるガスをイオン化する.本イオン源で生じる正イ オンは,リチウム荷電変換カナルを通過することによって 負イオン化される.

DuET の副加速器は,図2に示す同軸型シングルエンド 加速器(HVEE Singletron)である[7].主加速器と同様に コッククロフト - ウォルトン型電源により最大加速電圧 1 MV を発生する. ヘリウムイオンの加速に用いられてお り,高周波イオン源は,8気圧のSF6絶縁ガスを充填した 圧力容器内に収められている.

2.2 照射場計測制御システム

DuET の特徴は、2台の加速器それ自体というより は、加速器から引き出されたイオンビームとともに、照射 材料の温度等の環境を含めた「照射場」を精密に計測制御 することによって、核融合炉材料開発に必要な重照射実験 を安定的に可能とした独自の技術にある.ここでは、照射 場の計測制御に関わるシステムについて概説する.

2.2.1 照射ステーション

DuET には複合ビーム材料照射ステーション(Dualbeam Materials Irradiation Station; DuMIS)と高温材料分 析ステーション(High-temperature Materials Analysis Station; HiMAS)の二つの照射ステーションが設置されてい る.本稿では、核融合材料の照射効果研究において主要な 役割を果たしてきた DuMIS について概説する.図3に示 すように、DuMIS には、試料ホルダーと予備排気システム への移送機構からなる試料ステージ部、2個のファラデー カップからなるビーム計測系、赤外線導入加熱装置、ヘリ



図2 DuET のシングルエンド加速器.



図3 DuMIS 照射ステーション. 写真奥のタンデム加速器側ライ ンから重イオンが、左側シングルエンド加速器ラインから He イオンが主に照射される.

ウムイオンビーム用エネルギーディグレーダー、二系統の 真空排気系が設置されている. タンデムおよびシングルエ ンド加速器からの二本のビームラインは試料ホルダー表面 で交差するように設置されている. 試料ホルダーはタンデ ム加速器からの主ビームラインに正対し、シングルエンド からの副ビームラインには試料表面法線に30°の角度で入 射する. ビームプロファイルモニター (BPM) は両ビーム ラインをそれぞれ遮断する位置に,BPMと試料ホルダー の中心軸が一致するように設置されている.図4にDu-MIS内部における各種装置の配置およびビーム進入路の模 式図を示す[1].核融合中性子照射環境模擬のために は,2重ビーム照射実験において適切なヘリウム/弾き出 し損傷比となるように、ヘリウムイオンを試料に注入する ことが重要となる.このためにシングルエンド加速器側の ビームライン上の BPM 直後にエネルギーディグレーダー が設置されている. 主ビームラインのカウンターポートに は赤外線導入加熱装置が設置されており、試料ホルダーを 背後から加熱する. 試料ホルダーの保持ロッドには熱電対 が設置されている. また、DuMIS のポートの ZnSe 窓から、 赤外線カメラによる試料表面温度分布も測定している。ホ



図 4 DuMIS 内部の模式図[1]. 奥のラインは He イオンの照射 軸、手前のラインは重イオンの照射軸、両軸は試料表面位 置で交差するように設計されている. Reprinted from Fusion Engineering and Design, 51-52, A. Kohyama *et al.*, 789, Copyright (2000), with permission from Elsevier.

ルダー前面にはマスクが設置されており、マスクを移動さ せることにより、一度の照射実験で異なる損傷量の試料を 作製することが可能である.試料輸送システムは、移動用 のロッドと予備排気室としてのサブチャンバー、及び真空 系からなり、照射ステーションの真空を破ることなく試料 ホルダーの交換が可能である.

2.2.2 ビーム輸送系

DuET の加速器とビームラインの配置を図5に示す [1]. タンデム加速器の出射部では2本のビームラインに 分岐しており, DuMIS と HiMAS にそれぞれ接続されてい る.シングルエンド加速器からのビームラインは HiMAS を貫通して DuMIS に到達するように設置されており,両 ステーションにおいて2重イオンビーム照射が可能な配置 となっている.ビームラインはOリングシール,照射ス テーションはステンレス製のメタルシール超高真空用部品 で構成されている.真空系は試料の汚染を防ぐためにドラ イ化されており,ターボ分子ポンプによって排気されてい る.

タンデム加速器の出射口を出たイオンビームは,静電型 の四重極レンズで収束された後,分析マグネットに入り目 的の価数と異なるイオン及び不純物元素イオンが分離され る.分析マグネットでビームラインはDuMIS,HiMAS の二つのステーションに向かって2本のラインに分岐し, 偏向角は各々+10°,-10°である.両ビームラインともに, 分析マグネットの直後にビームスイーパーを兼ねた静電型 ビームステアラーが設置されている.また,それぞれの ビームライン終端には BPM が設置してある.

シングルエンド加速器から出たビームは分析マグネット に入り、目的とする価数のイオンのみ分離される.マグ ネットにおける偏向角は10°であり、直後にスイーパーを 兼ねる静電型ステアラーとビーム制限用スリット,BPM が設置されている.

2.2.3 ビームプロファイルモニタ

イオン照射による弾き出し損傷量やイオン注入量の評価 のためには、ビーム電流を絶対測定することが不可欠であ る.一般に加速器で得られる実際のビームは被照射面で均 一な分布を持たず、特定の分布関数にも従わない.これは イオン源や入射系、偏向・電磁レンズなどの光学系のジオ



図5 DuET 加速器,制御室,試料準備室を含めた模式図[1]. Reprinted from Fusion Engineering and Design, 51-52, A. Kohyama *et al.*, 789, Copyright (2000), with permission from Elsevier.

メトリーの非対称性に起因する. このようなビームを用い た複数、もしくは大面積の試料の照射のためには、ビーム 電流の絶対量だけでなく、試料表面上での二次元的なビー ム強度分布を知る必要がある. DuMISのビーム計測に は, ビーム強度の絶対値を十分な精度で計測可能なファラ デーカップ (FC) のアレイを用いた方法を主測定方法とし ている(図6).FCはビーム破壊式で,照射中に適度な時 間間隔をおいてビームを測定し積分することで精度を維持 する.破壊式 FC で不可能な連続的なビームの監視は照射 中の試料温度測定に用いる赤外線カメラによる温度分布測 定により行なう.本装置のFCアレイは、21個のマイクロ FCから成り、これと同様の配置のホルダーを作製するこ とで試料とビーム量の対応を取る. FC には二次電子放出 電子サプレッサーが装着されている. 個々のマイクロ FC からの微小出力電流は I-V プリアンプと作動増幅器により 電圧に変換されA/Dコンバータに入力される. 最終的に算 出されたデータは単位面積あたりのビーム電流として出力 され、照射実験中の損傷量とイオン注入量の計算に利用さ れる.

2.2.4 照射温度計測制御装置

DuMIS の加熱装置として主に使われるのは図7に示す 超高真空用の水冷式赤外線導入加熱装置(サーモ理工製 GHV298)である.本装置は赤外線ランプによる熱をゴー ルド楕円ミラーによって収束し,導入用石英ロッドを解し



図6 ビームプロファイルモニタとして利用されるマルチチャン ネル接続されたファラデーカップアレイ.



図7 DuMIS の赤外線導入加熱装置.

てホルダーに伝えるものである.本装置はステーション外 部に設置される加熱部と,真空チャバー内の導入ロッドが 完全な別体となっており、ターゲットステーション内の超 高真空を維持している.外部ロッドに伝えられた熱は、サ ファイヤ窓を介してステーション内部の内部ロッドに伝え られる.加熱装置及びロッドは一体となって真空移動装置 によって前後に50 mm移動可能である.昇温可能温度は試 料ホルダー及び試料形状,試料数により左右されるが, CVD-SiC の¢3 mm×0.2 mmのTEMディスク1枚を600℃ まで加熱することが可能である.本加熱装置はターゲット ステーションのトランスポート機構との併用が可能であ り、真空を破ることなく連続した照射実験を可能とする.

セラミックス材料の研究で必要とされる1600℃以上の超 高温環境における照射実験には C/C ヒーターを試料ホル ダー裏に直接取り付けた超高温加熱ホルダーを用いる (図8).ホルダー本体は SiC/SiC 複合材およびモノリシッ ク SiC で作製され、タンタル製のリフレクターによって熱 の放散を抑えて試料表面の温度を維持する.

DuMIS における温度計測は熱電対と赤外線カメラによる照射試料表面温度測定を併用している.熱電対はいずれも試料ホルダーに取り付けられているため,試料表面を直接モニターする赤外線サーモグラフィを主計測装置として使用している.赤外線カメラは照射ステーション側面に設置された ZnSe 窓を通して試料表面温度の分布を直接測定する(図9).温度データは PC を介して制御室に送ら



図8 超高温加熱ホルダー.



図 9 DuMIS 用赤外線カメラ.

れ,照射中は常にモニターされる.

3. 核融合炉材料の照射効果研究

3.1 SiC

炭化ケイ素は、1000℃でも強度低下が無いことに加え、 優れた低放射化性と耐照射性を有するために、究極の核融 合炉構造材料として期待されている[8,9].SiC 繊維強化型 SiC 基 複合材料(SiC/SiC)ブランケットを想定した JUPITER-II 計画(1995-2000年度)を通じた材料開発と特 性評価法の飛躍的な進歩は、現在、SiC/SiC が航空機エン ジン部材として利用されるに至った過程の中で今も評価さ れている.一方でセラミックスという特性上、核融合炉で は積極的に荷重を負担するような構造材料としてではな く、2重冷却ブランケットにより熱・電気絶縁インサート として機能材料的に利用されるのが最初であろう.そこで 問題となるのは、5 mm 程度の板厚に200℃以上の熱勾配が かかるため生じる熱応力や、その熱勾配下で誘起される照 射効果自体の勾配ということになる.

2000年以降は、上述を踏まえて特に重要なパラメータと なり得る照射誘起微細組織変化、スウェリング、照射ク リープについてその頃ようやく手に入るようになった CVD法で製造された高品質な多結晶 SiCを対象として、系 統的に照射データが DuET で収集された[8-42]. 以下で それらについてまとめてみたいと思う.

図10に,各照射条件で透過電子顕微鏡(TEM)観察され た2次欠陥をまとめた[10,15,20].これによれば,空孔が 動き始める温度は1nm程度のサイズのボイドが観察され 始める1000℃付近であり,1400℃超でより活発に空孔が動 き20nm以上のボイドが観察され始める.大別して2段階 あるこのボイドの発達は,SiおよびC副格子それぞれに空 孔が導入できることからおおよそ理解できる.一方,低温 で安定な2次欠陥は,空孔よりも小さな易動エネルギーを もつ格子間原子の集合体である.図中にBSD(black spot defect)と示した電子顕微鏡で点状に観察される集合体が,



図10 DuET において Si イオンを用いた二重イオンビーム照射した SiC における微細組織変化の照射条件依存性.中性子照射実験と比較されている[32].

広い照射条件にわたって観察される.これらは,およそ0.1 から1dpaの間に数密度を飽和させ,サイズ増加も照射線 量に鈍感である.上述のように1000℃より低い温度では高 密度な単空孔原子の存在のため,点欠陥フラックスが定常 化する以前の損傷のごく初期を除いては,弾き出し損傷で 形成した格子間原子は空孔による捕獲を免れて集合体の成 長に貢献することは容易でない.これが,2次欠陥の成長 速度が800℃程度以下で極めて遅いことの理由であり,SiC の照射下での微細組織の高い安定性を特徴づけている.

図11は先述の高純度CVD-SiCを対象に、中性子あるいは イオン照射データを、照射温度をパラメータとしてまとめ られたものである[32]. その特徴は、スウェリングのメカ ニズムが大きくは3つの照射温度域にわたって変化し、そ れぞれで線量増加への応答も異なることである. スウェリ ングの照射温度依存性は,塑性変形が望めない SiC では材 料内部の温度勾配に伴う2次応力発生につながり破壊の要 因となる. 150℃程度以下では Si-C 結合の整列秩序が大部 分で破壊されたまま維持される非晶質化が体積膨張を支配 する. その温度以上では、すでに述べた点欠陥や2次欠陥 がスウェリングの主因となる.およそ150から800℃の間で は損傷初期に急速にスウェリングは増加するが、1 dpa 以 下で照射温度に定義される飽和値に漸近する.これは電子 顕微鏡で観察可能な欠陥組織の数密度が飽和する時期に各 温度でよく一致している. また, 欠陥数密度の温度に対す る依存傾向もスウェリングのそれと同様である.X線回折 で調べた平均的な格子定数の変化も、量・質ともに巨視的 なスウェリングの挙動とよく一致する. これらのことか ら,SiC では点欠陥あるいはその集合体周辺の格子ひずみ が顕著で、その膨張成分がこの温度範囲のスウェリングと 等価であるというのが一般的な理解である.ボイドが安定 に存在できる温度域では、 金属材料と同様にボイドスウェ リングが支配的である.

照射クリープは寸法変化を伴う形状変化としばしば定義 されるが、SiC の場合はスウェリングの異方性という言葉 がより実験結果に即している.図12は、外部応力下でSi



図11 DuET において Si イオンを用いた二重イオンビーム照射した SiC におけるスウェリングの照射温度依存性.中性子照射実験と比較されている[32].



図12 DuET において Si イオンを用いた二重イオンビーム照射した SiC における照射クリープの照射温度依存性[32].

イオン照射した試料の応力軸方向への寸法変化率を,応力 無負荷で同温度・損傷量(0.001-3 dpa)だけ照射した場合 の寸法変化率(線形スウェリングと等価)に対してプロッ トしてある.ここでは、湾曲させて固定した薄板試料の引 張応力面に対して照射し,照射後の試料の残留曲率から照 射中の応力緩和量を導出し、緩和に必要な伸びを初期長さ で除したものを寸法変化率と定義している. 280℃では応 力負荷下でも寸法変化率は線形スウェリングと同程度であ り、照射クリープは起こらなかったことを示してい る. 1000℃以上の高温では、熱クリープが支配的になりス ウェリングとの相関は明確でない.一方,400℃以上の外部 応力負荷下では、応力軸方向にスウェリングを超えたひず み量の寸法変化が起こったことがわかる.興味深いこと は、400から800℃までの温度域で照射クリープひずみとス ウェリングが線形関係を示していることである.これは, 照射クリープが損傷量増加に伴う欠陥組織の蓄積に対応す る、すなわちスウェリングとそのメカニズムを部分的に共 有していることを示唆している.また,このひずみは外部 応力の増加に対してほぼ線形的に増加することもわかって いる.この温度域での欠陥の長距離拡散は顕著でないこと からも、SiC の照射クリープ機構は、金属材料で見られる ような転位の上昇運動に律速されるすべり機構による照射 クリープとは本質的に異なる.応力負荷下で照射した SiC の微細組織を覗いてみると,応力軸方向に垂直に近い結晶 面に形成されているフランク型の転位ループの数密度が多 いことがわかる.この種類の転位ループの形成は、 [111] 面間に余分な結晶面として挿入されることに等しいが, ループ面と垂直な方向に結晶面を押し広げなければならな い. つまり, 外部応力を緩和しやすい結晶面に優先的に転 位ループが分布しており、これが照射クリープ機構のひと つといえる.面白いことに、はじめに応力無負荷下で 0.01 dpa 程度照射した SiC は,その後応力負荷下照射して

もループの異方形成も照射クリープも認められていない. これは、転位ループ核形成時に方位が決定され、その後の 回転が困難であることを示している.

ここまで述べてきたように,新規参入であった SiC 材料 は照射効果に関する知見が極めて限られていたが,その照 射効果の大要をイオン照射で10年程度の間に一気に明らか にしてきた.ここで紹介した以外にも SiC/SiC に関する初 期のデータはほとんど DuET にて得られており,耐照射性 能の高さが明らかにされている[7,10,34など].近年では, 腐食と照射の重畳現象についても DuET がもつ高いチャン バーの空間的自由度を生かして,新しい発見が生まれてお り注目されている[40-42].

3.2 低放射化フェライト鋼

1980年代より開発が開始された低放射化フェライト (RAF: Reduced-Activation Ferritic) 鋼は, 日本のみならず 諸外国においても DEMO 以降のブランケット構造材料の 第一候補として位置づけられ, ITER テストブランケット モジュール (TBM) の構造材料として用いられる計画が進 められている. 日本の ITER-TBM に用いられる F82H 鋼 は、国内鉄鋼産業の有する優れたプロセス技術とともに、 高い中性子照射量下で用いられることを念頭においた材料 設計と構造設計の検討を踏まえ、着実に材料データベース を蓄積しており、世界をリードする RAF 鋼として認めら れいてる.特に、米国の HFIR 等を用いた原子炉中性子照 射実験によって,80 dpa レベルまでの照射データが蓄積さ れており、原子炉照射と理論モデルの検討によって 20 dpa 程度までは核融合中性子照射場特有の核変換ヘリウム効果 が出現しないことが予測されている.中性子照射実験は, コストの観点から照射条件マトリックスにおける離散的な 点としてのデータを集めることになるが、DuET をはじめ とする二重イオンビーム照射実験が点を繋げる理論モデル の構築に貢献している.

初期の実験においては、二重イオンビーム照射によっ て、ヘリウムによるボイドスウェリングの促進について調 べられるとともに、図13に示すように、中性子照射よりも スウェリングのピーク温度が増加することが明らかにされ ている[43].これらの定量的な実験結果は、照射欠陥反応 速度論に基づく照射効果予測モデルの構築に貢献してい る.

また, RAF 鋼の照射脆化挙動の理解のために, ナノイン デンテーション法を用いた照射硬化評価も早期から行われ ており[44-47], 微細組織発達との相関について議論され ている.これらの研究成果を元に, その後の超微小試験技 術の開発に展開している(4.3節).

RAF 鋼は中性子照射下のブランケット内で増殖したガ ス状のトリチウムにさらされることになるため、中性子照 射下における RAF 鋼のトリチウム保持量を評価すること は、核融合炉の燃料循環シナリオの検討や、安全性評価に おいて重要な課題である. Alimov らは、RAF 鋼における 重水素リテンションに及ぼす弾き出し損傷影響を調べた [48].DuETによる6.4 MeV Fe³⁺イオンビームによって照 射欠陥を導入後、重水素ガスに曝露し、照射欠陥に重水素



図13 DuET において Fe イオンを用いた二重イオンビーム照射した RAF 鋼におけるボイドスウェリング量の照射温度依存性.FFTF/MOTA における中性子照射や Ni イオンを用いた 二重イオンビーム照射実験と比較されている[43]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials 307, H. Ogiwara *et al.*, 299, Copyright (2002), with permission from Elsevier.

がトラップされているかどうかを,³Heのエネルギーを 0.69~4.0 MeV に設定した D(³He, p)⁴He 核反応で調べたと ころ, 深さ7µmまでのD濃度プロファイルを測定すること ができた(図14).その結果, 0.5 dpa 以上の弾き出し損傷 量では,拡散する D 原子を捕捉する照射欠陥濃度は,弾き 出し損傷量に依存しないこと,損傷領域における D 濃度の 飽和値は,重水素ガス曝露温度の増加とともに減少し, 373 Kでの約10⁻¹ at.%から573 Kでの10⁻³ at.%まで変化す ることがわかった.また,重水素捕獲サイトにおける結合 エネルギーは 0.7±0.2 eV と見積もられた.これらの結果 は,核融合炉におけるトリチウム燃料循環モデルに反映さ れることになる.

RAF鋼の高温強度特性や耐照射性は、母相中に含まれる 析出物である炭化物の影響を受ける.F82H 鋼に含まれる 炭化物である $M_{23}C_6$ (M=Cr, Fe, W) は、照射下におい てアモルファス化する場合が有ることが知られている. Kanoらは、DuET 等の異なるイオン加速器を用いて、 F82H 鋼における $M_{23}C_6$ の放射線誘起アモルファス化 (RIA)を室温から773K までの幅広い照射温度と、**図15**に 示すような様々なイオンビームエネルギー(2.8, 3.7, 6.4, 10.5 MeV)の下で系統的に調べた[49].照射前後の透過 型電子顕微鏡観察と電子線回折によって、RIA の発生を評 価するとともに、化学組成を分析し、**図16**に示すように $M_{23}C_6$ の融点(Tm)約2173Kに対して、RIAの臨界温度 は約0.29 Tmに相当することを明らかにした.

3.3 酸化物分散強化(ODS)鋼

ODS 鋼は,通常の鉄鋼材料の製鋼プロセスで用いられる



図14 温度 523 K で 6.4 MeV の Fe³⁺イオンを照射後, 圧力 100 kPa, 温度 373 K(a)および 473 K(b)の重水素ガスに210時 間および 5 時間曝露した F82H 鋼に保持された重水素の深 さ方向のプロファイル[48]. Reprinted from Fusion Engineering and Design, 113, V.K. Alimov *et al.*, 336, Copyright (2016), with permission from Elsevier.



図15 2.8, 3.7, 6.4, 10.5 MeV の Fe イオンを鉄に照射したとき の損傷プロファイル (空孔濃度) の SRIM 計算結果. 鉄のは じき出しエネルギーは 40 eV とし、弾き出し損傷の評価に は Kinchin-Peace モデルを用いた[49]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials, 533, S. Kano *et al.*, 152088, Copyright (2020), with permission from Elsevier.

溶解法ではなく,固相プロセスである粉末冶金法の一種で あるメカニカルアロイング(MA)法によって造られる. MAによる粉末の繰り返し破砕効果に加えて,強加工に よって導入される欠陥によって,本来室温付近では分解で きない酸化物が母相中に分解して合金化し,その後の焼結 過程において異なる組成のナノ酸化物粒子として母相中に 緻密に分散させることができる.ODS鋼中のナノ酸化物分 散粒子は,通常の鉄鋼材料中の強化因子である炭化物より も高い熱的安定性を有することから,高温強度の著しい向 上に貢献する.

ODS 鋼中のナノ酸化物分散粒子と母相の界面は, 核融合 炉条件の照射環境において材料中に生じる核変換へリウム の捕獲サイトとして極めて有効に働き, スウェリングや照 射脆化を抑制することがDuETにおける二重ビーム照射実 験によって明らかとなった[50-61].図17には, 二重イオ ンビーム照射後の RAF 鋼および ODS 鋼における微細組織



図16 Fe イオン照射下での F82H 中 M₂₃C₆粒子の RIA 相図. ○印 は RIA が生じたことを示し、×印は照射後も結晶性を保持 していることを示す[49].

の透過型電子顕微鏡写真を示す[53].通常のRAF鋼であ るJLF-1鋼では大きなボイドが形成している.ところが, 同一照射条件のODS鋼では,微小なサイズのヘリウムバブ ルの形成に留まっており,詳細な観察により,ヘリウムバ ブルの多くは酸化物粒子と母相の界面に形成していること がわかった[54-57].結果として,図18に示すように, RAF鋼のボイドスウエリング量は弾き出し損傷量(この場



図18 ODS鋼(K-3)およびJLF-1のスウェリング量の弾き出し損 傷量(照射表面からの深さ)依存性[53].



773K, 60 dpa

50 nm

図17 (a)Fe イオン照射, (b)Fe+He イオン照射した ODS 鋼 (K-3) およびそれぞれの(c) (d)RAF 鋼 (JLF-1) のキャビティ組織 [53] . Reprinted from Journal of Nuclear Materials 367, K. Yutani *et al.,* 423, Copyright (2007), with permission from Elsevier.

合には同一試験片での深さ方向の距離と対応)に従って増加するのに対して,ODS鋼のそれは照射量に対してほぼ一定なまま,RAF鋼よりも抑制されることがわかった.ODS 鋼の結晶粒内に形成したヘリウムバブルの80%が酸化物粒 子界面にトラップされているとの報告もあり,ODS鋼の優れた耐照射性能がナノ酸化物粒子の高密度分散に起因する ことを示唆している[59].

ODS 鋼中のナノ酸化物分散粒子の照射下安定性につい ても調べられており,重照射条件下でも非照射時と同様の 結晶構造を保持しうることが示されている[62-64].ただ し,図19に示す水冷ホルダーを用いて,室温にてFeイオン 照射した ODS 鋼中のナノ酸化物粒子が図20に示すように 縮小し,消滅した例も報告されている[65].他のイオン照 射研究では,先述した RAF 鋼中の M₂₃C₆ 析出物のように, ODS 鋼中の酸化物粒子がアモルファス化した報告も有る [66].ナノ酸化物粒子は,ODS 鋼の優れた耐照射性の主要 因であるため,照射下安定性の知見は重要であり,更なる 検討が必要である.

この他に,ODS鋼の照射硬化挙動に及ぼす再結晶熱処理 [67]や電子ビーム溶接[68]の影響についても調べられてお り,ODS鋼の実用化に向けた検討が進められている.





Diameter of nano-features, nm

4.5 5.0 5.5 6.0

Average: 2.8 ± 0.6 nm

10

40

30

1.5 2.0

(c) 16 dpa

2.5 3.0 3.5 4.0

3.4 タングステン材料,水素同位体効果

核融合炉のダイバータやブランケット第一壁のアーマー 部には、トリチウムリテンションが小さく、高融点で耐ス パッタリング性能に優れたタングステンが用いられると考 えられている.そこで、RAF 鋼や ODS 鋼等の構造材料に 対して、タングステンを被覆するための技術開発が進めら れるとともに、被覆部の力学特性に及ぼす照射影響につい ても中性子照射試験と相補的に調べられてきた[69].ま た、タングステン材料の照射硬化挙動や[70-74]、照射欠 陥を導入したタングステン材料の水素同位体保持量の変化 についても調べられている[75-81].

Sun らは、DuET を用いてタングステンにおける重水素 保持量に及ぼす高エネルギーのヘリウムイオン照射および 重イオンとの同時照射影響を調べた[80]. 図21に示すよう に、DuETのシングルエンド加速器からの1 MeVのヘリウ ム (He) イオンビームを, エネルギーディグレーダーに通 過させることによって、タングステン表面から1.7 µm 程度 の深さまで比較的均一なヘリウムの濃度分布を得た.ま た, 6.4 MeV の Fe³⁺イオンの同時照射も行って, 弾き出し 損傷を導入した. 図22に、DuET 照射後に、富山大学水素 同位体科学研究センターにおいて, 重水素とトリチウムの 混合ガスに曝露したタングステンのイメージングプレート (IP)像と光刺激ルミネッセンス(PSL)強度を示す. DuET 照射後に、1 keV の重水素イオン(D⁺)の注入と TDS を行 い,重水素の保持量を評価した結果や,HIDT コードによ る数値シミュレーションの結果も合わせて、照射条件によ る水素同位体の保持特性の違いを次のように説明した.高 エネルギーHeイオンのみの照射では、空孔(V)のような高 濃度の弱いトラップサイトが生成され、重水素の保持が促 進されることがわかった. 一方, Fe³⁺と He⁺の同時イオン 照射では、Heと空孔が複数結合したHe_xV_y複合体の形成が 促進され、空孔トラップサイトの濃度が低下し、重水素ト ラップ挙動が抑制された.また,高温では HexVy 複合体に よる D 保持の効果が減少したことから, 欠陥回復が主なメ カニズムであることが示唆された. 高温での弾き出し損傷 量の増加に伴い、転位や空孔サイトなどの弱いトラップサ イトがより多く生成され、He_xV_v複合体の効果よりもD 保持への影響が支配的になることがわかった.また, He_xV_v 複合体は D のバルクへの拡散を妨げ、シミュレー ションの結果,弾き出し損料量はDの拡散深さにほとんど 影響しないことがわかった.

Wangらは、DuETにおいて 6.4 MeV の Fe イオンを高温



図21 Fe イオン照射したWとFe+He イオン同時照射したWのト リチウムIP 画像とPSLの強度[80]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials, 533, F. Sun *et al.*, 152122, Copyright (2020), with permission from Elsevier.

21 nano-features

6.5 7.0 7.5 8.0

Density: $(1.4 \pm 0.1) \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$



図22 (上)純W, W-xRe (x = 1,3,5 at. %) 合金および(下)純W, W-2.5Mo合金, W-5Ta 合金試料から放出された重水素のTDS スペクトル. 試料は 1073 K で 6.4 MeV の Fe イオンをピーク損傷レベル 0.5 dpa まで照射した後, 673 K, 100 kPaの重水素ガスに曝露した. 加熱速度は 0.5 K/s であった[81]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials 545, J. Wang *et al.*, 152749, Copyright (2021), with permission from Elsevier.

で照射した後に重水素曝露処理した純Wおよび3種類の 二元系W合金の重水素放出挙動を調べた[81]. 図22に示 すように,W-5 at.% Re合金の0.1-5 dpa照射後の重水素保 持量は純Wのそれよりも低くなったが,W-5 at.%Taおよ びW-2.5 at.% Mo合金のD保持量は,照射された純WのD 保持量と同程度であり,TaとMoの添加は,照射後の重水 素捕獲量に大きな影響を与えないことが明らかとなった. 本研究により,タングステン材料の合金化による高性能化 について,トリチウムリテンションの観点からの指針が得 られた.

3.5 トリチウム透過防止被膜

核融合炉ブランケット中で生成するトリチウムは、炉心 に投入する燃料として効率的にプラント内を循環・消費さ せる必要がある.固体増殖水冷却ブランケットにおいて は、生成したトリチウムが配管を透過して冷却水に混入す る量をなるべく低減することが安全面においても求められ る.このために、RAF 鋼にトリチウム透過防止被膜として 機能するセラミックスを被覆することが検討されている. Chikada らのグループは、酸化イットリウム等の酸化物被 覆のトリチウム透過能に及ぼす照射影響について、DuET を用いたイオン照射実験によって調べている[82-85]. F82Hに対して、マグネトロンスパッタリングによって酸 化イットリウム被覆を施し、DuETを用いてFeイオンおよ びFe+Heイオン同時照射後のトリチウム透過挙動を調べ た結果を図23に示す[85].照射温度300℃および400℃では 照射の影響が見られず、Feイオン照射では500℃で、Fe+ Heイオン同時照射では550℃で透過フラックスの減少が確 認され、同時照射試験では、ヘリウムバブルの形成ととも に重水素透過挙動に対するヘリウムの影響が顕著に現れた ことを報告している.今後は、照射下で用いられるトリチ ウム透過防止被膜の統合的性能評価への展開が期待され、 イオン照射法は引き続き貢献できると考えられる.

3.6 ジルコニウム水素化物

ジルコニウム水素化物(ZrH₂)は、核融合炉における遮 蔽材や高速炉における反射材として検討されている.ま た、軽水炉の燃料被覆管には、ジルコニウム合金が用いら れているが、高温高圧水や沸騰水の中で用いられるジルコ ニウム合金中には、酸化反応の結果としてジルコニウム水 素化物が形成する.しかし、ジルコニウム水素化物の照射 下組織発達や機械的特性変化についてのデータは限られて た.Oonoらは、DuETにおいてFeイオン照射したジルコ ニウム水素化物の強度特性をナノインデンテーション硬さ 試験法によって調べ、照射硬化が生じることを明らかにし た[86,87].ナノインデンテーション後の断面組織観察に よって、すべり変形と双晶変形が生じていることを明らか にした.

4. その他の研究展開

4.1 原子力材料

4.1.1 原子炉圧力容器鋼

現在,国内の商用原子炉は全て軽水炉である.軽水炉に は,沸騰水型原子炉と加圧水型原子炉が有り,両者ともに 核燃料を収める原子炉圧力容器は第一種機器として中性子



図23 未照射, Feイオン照射およびFe+Heイオン同時照射試料に おける重水素透過フラックスのアレニウスプロット[85]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials, 537, K. Nakamura, 152244., Copyright (2020), with permission from Elsevier.

照射下に置いても健全性を有することが求められている. 原子炉圧力容器には低合金鋼の一種である A533B 鋼が用 いられている. A533B 鋼は、フェライト系鉄鋼材料である ため、低温になると破壊様式が脆性破壊となり破壊靭性が 低下する延性脆性遷移挙動を示す.原子炉圧力容器鋼は, 核燃料の核分裂から生じた中性子の照射を受けると、破壊 靭性が低下し、延性脆性遷移温度(DBTT)が上昇する照 射脆化を示す.原子炉圧力容器内に設置した監視試験片を 定期試験時に取出し、シャルピー衝撃試験や破壊靭性試験 を行うことによって、DBTT の上昇や破壊靭性の低下を把 握し, 健全性評価に用いることになっている. 核融合炉ブ ランケット構造材料に比べると,原子炉圧力容器鋼におけ る弾き出し損傷量は1 dpa にも満たないが、厚肉部材であ ることや、核燃料を内包することから、厳しい管理が求め られている. また, 監視試験片における中性子照射量は, 原子炉圧力容器部よりも高くなるため、原子炉圧力容器鋼 の照射脆化を予測することになる.よって,原子炉圧力容 器鋼の照射脆化機構を解明することは、原子炉の安全運転 にとって極めて重要な材料工学上のミッションである.

原子炉圧力容器鋼の照射脆化は,照射硬化型と非照射硬 化型のメカニズムによって支配されることが知られてい る.前者については,中性子照射によって鋼中に形成され る微小転位ループ等のマトリックス欠陥,微小Cuリッチ 析出物,微小Mn-Niクラスター等が要因であるとされてい る.Almirall らのグループは,DuETを用いて低合金鋼に おける微細組織発達を詳細に調べた[88].図24には,異な る量のNiおよびCuを含有する低合金鋼に対して,0.2 dpa のDuET照射およびBR-2 (ベルギーSCK/CENの試験炉) による中性子照射をそれぞれ行った試料の3次元アトムプ ローブ分析結果を示す.何れにおいても,非照射材では見

(a) LI Neutron Irradiated 0.15% Cu 0.71% Ni (at.%)



35 x 35 x 85 nm

(b) LI Ion Irradiated 0.15% Cu 0.71% Ni (at.%)



48 x 48 x 115 nm

られない Cu, Ni, Mn, Si の nm スケールの析出物の形成 が見られた. DuET による Fe イオン照射での弾き出し損傷 速度は $10^{-4} \sim 10^{-5}$ dpa/sであり, BR-2による中性子照射に おける 10^{-7} dpa/sよりも遥かに高い弾き出し損傷速度とな るが,照射誘起析出物の数密度やサイズの照射量依存性に は違いがあるものの,析出形態に大きな違いは無いことが 示された.

低合金中に主要元素として含まれる Mn は,上述したように照射誘起析出物の主要元素として照射硬化・脆化に寄与するが,微小転位ループの形成にも重要な役割を有することを DuET による Fe イオン照射実験が世界に先駆けて示した[89-91]. 図25に示す照射後焼鈍その場観察結果から,Fe-1.4 Mn 合金ではイオン照射によって形成した転位ループの一次元運動が抑制されていることを発見した.すなわち,Mn-Ni-Si析出物が形成しないFe-Mn二元合金においても Mn によって照射硬化が促進する要因が転位ループの1次元運動が抑制されるためであり,低合金鋼の照射脆化機構に関して新たな視点を見出すことができた.



図25 Fe イオン照射した純鉄(上段)および Fe-1.4Mn 合金(下段)を623 K において透過型電子顕微鏡内その場観察した転位ループの一次元運動[91].

(c) LD Neutron Irradiated 0.24% Cu 1.03% Ni (at.%)



49 x 49 x 123 nm



49 x 49 x 107 nm

図24 3 次元アトムプローブ法で得られた a-b) 0.15% Cu と 0.71% Ni (Ll), c-d) 上位 0.24% Cu と 1.03% Ni (LD)の低合金鋼の元素マップ. 0.2 dpa の DuET 照射材と中性子照射材 (BR2)を直接比較した [88]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials 536, N. Almirall, 152173, Copyright (2020), with permission from Elsevier. これまでの原子炉圧力容器鋼の照射硬化・脆化に関する 研究の多くは、応力負荷の無い静的な環境で照射された試 料を用いて行われてきた.しかし、実際の原子炉圧力容器 鋼には、内圧を起因とする引張応力が負荷されているた め、照射硬化・脆化や微細組織発達挙動に及ぼす応力下照 射の影響についてDuETを用いて調べた.DuETのDuMIS 照射ステーションの真空チャンバーに収まるように、図26 に示すイオン照射下引張応力ステージを開発した[92]. Fe-Cu 合金において、引張応力負荷が照射下における Cu リッチ析出物の形成挙動に影響を及ぼし、照射硬化に影響 を与えることが示されている[93].

Fujiiらは、軽水炉の圧力容器と接続する一次冷却水配管 に用いられる鋳造オーステナイト鋼のスピノーダル分解組 織に及ぼす照射効果について、DuETを用いて調べた [94].熱時効材中のフェライト相に生じていたスピノーダ ル分解は、Fe イオン照射によって消失し、図27に示すよう に照射軟化を示すことが明らかとなった.イオン照射下の 材料中に生じる点欠陥流速の中で、平衡状態とは異なる安 定状態が存在することを示唆する興味深い結果であり、照 射効果を非平衡開放系の材料科学として捉えるような新し い展開が期待される.

4.1.2 第4世代原子炉材料

現在商用運転している核分裂炉は,第2世代から第3世 代と位置付けられており,基本的に軽水炉である.第4世 代(Gen.IV)原子炉は,高温化による熱効率の向上をめざ した熱中性子炉や高速炉の複数の概念が各極によって提案 されており,第4世代国際フォーラム(GIF)の枠組みで検 討されている.鉛冷却炉,溶融塩炉,ガス冷却炉は,核融 合炉の先進ブランケット技術との共通点も多く,両者の材 料開発はODS鋼やSiC材料等においては相補的に進められ ていると言える.

Oono らは、高温ガス炉やガス冷却高速炉への適用を 狙ったニッケル基 ODS 合金の照射効果を DuET によって 調べた[95].ニッケル基合金の実用化に向けた大きな課題 は、核変換ヘリウムが粒界に蓄積してキャビティを形成す ることによる粒界脆化である.823 K において、Fe+He の二重ビーム照射を 101 dpa まで実施したニッケル基合金 では、キャビティの80%以上が酸化物粒子界面に存在し、 粒界に存在するキャビティは10%に満たなかった。このよ うに、前述した ODS フェライト鋼と同様に、ニッケル基合 金においても ODS 化による耐照射性の改善が確認された.

Ishizaki らは,超ウラン元素の燃焼を狙った軽水高速炉 である Resource-renewable BWR (RBWR) 用に開発を進 めている ODS オーステナイト鋼について,DuET によって Fe イオン照射後に,BWR 条件下の高温水中において応力 腐食割れ感受性を調べた[96].

4.2 格子欠陥基礎研究

ここまでに紹介した DuET を用いた照射研究は, 核融合 炉や次世代原子力システム用の材料開発や, 既存原子力プ ラントの安全に関する工学研究として進められてきたもの であるが, DuET によって導入された照射損傷を用いた格 子欠陥に関する基礎研究も進められている.



図26 イオン照射下引張応力ステージ[92].



図27 鋳造オーステナイト鋼の時効材中のフェライト相および オーステナイト相のナノインデンテーション硬さに及ぼす イオン照射影響[94]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials, 440, K. Fujii *et al.*, 612, Copyright (2013), with permission from Elsevier.

Arakawaらは、DuETのシングルエンド加速器によって ヘリウムイオンをAuやFeの箔に注入し、10⁵ s⁻¹に到達す るひずみ速度での引張変形後の微細組織を観察し、ヘリウ ムバブルが列状に配列することを発見し、転位によらない 変形機構の可能性を示した[97].

照射欠陥の形成挙動に関する興味深い研究例もある.照 射欠陥集合体は空間に対して不均一に存在する場合があ り,空孔集合体であるボイドが3次元的に格子状に配置さ れたボイド格子構造が有名である.Gaoらは,図28に示す ように,イオン照射した純鉄中に転位ループのラフト構造 が形成されることを見出した[98].このようなメゾスケー ルの照射損傷組織形成については,核融合炉や次世代原子



 図28 6.4 MeV Fe³⁺イオンによって 30 dpa まで照射した純鉄中 において深さ方向に対して異なる形態で形成した転位ルー プ. 照射表面側から転位ループラフト (いかだ)構造領域, 遷移領域,転位ネットワーク領域となっている[98]. Reprinted from Journal of Nuclear Materials, 511, J. Gao *et al.*, 304, Copyright (2018), with permission from Elsevier.

カシステムにおける重照射領域において重要となる可能性 があるのみならず,非平衡開放系における固体材料の研究 に展開できる可能性がある.

萌芽的な材料の照射効果研究にも DuETを活用した例が 報告されている. Yeli らは,いわゆるハイエントロピー合 金中の析出物の照射下安定性について調べている[99].ま た,Oono らは,バブル分散強化合金の照射硬化挙動を報告 した[100].

4.3 超微小試験技術

重イオンビーム照射によって材料中に与えられる弾き出 し損傷は、例えば図15に示したように、数マイクロメート ルという極めて浅い深さの中で生じる.これは、飛程の長 い軽イオン照射に比べて、高い損傷フラックスを得るため には有利であるが、照射後の材料の力学特性を調べる上で は不利である.そこで、1980年代より実用化が進められて きた超微小押込み硬さ試験(ナノインデンテーション試 験)によって、押込み深さが数百ナノメートル程度での押 込み硬さを調べ、イオン照射影響を明らかにしようという 研究が行われてきた.ところが、当初の研究では、超微小 硬さの物理的意義が不明確であり、硬いか、軟らかいかの 比較に終始していたことは否めない.

ナノインデンテーション硬さの解釈における課題の一つ に、Indentation Size Effect (ISE) と呼ばれる押込み深さが 浅いほど、あるいは負荷荷重が小さいほど硬くなる 「Smaller is stronger.」現象の取り扱いがある. Kasada ら は、均一体における ISE を定量的に示すことができる Nix -Gao モデルをイオン照射材に拡張することによって、イオ ン照射部のバルク相当硬さを得ることを可能とした[101-109]. このような機構論的モデルを適用することによっ て、例えば図29に示すように[104]、異なるイオン加速器 で照射された RAF 鋼の照射硬化挙動や,中性子照射材で 得られたビッカース硬さを定量的に比較することが可能と なり,重イオン照射研究の利用性を高めることができたと 言える.

イオン照射部の力学特性として、硬さのみならず、工学 的により有用な降伏応力を直接評価する試みも進められて いる.Liuらは、直径1µm程度の柱状試料を集束イオン ビーム加工装置によってイオン照射部に作製し、ナノイン デンテーション装置によって圧縮して荷重と変位を連続的 に取得する「マイクロピラー圧縮試験」をODS 銅合金に適 用し(図30)、照射硬化挙動を明らかにしている[111].

5. まとめ

本プロジェクトレビューでは,複合ビーム材料照射装置 DuETの概要と,これまでに得られた成果についてまとめ た.DuETでは,二台の静電加速器によって,重イオン ビームとヘリウムイオンビームの同時照射が可能である. イオンビームと照射試料の状態の高精度な計測・制御に よって,核融合炉中性子照射環境を模擬した実験を行って きた.

DuET によるイオンビーム照射実験の開始以来, SiC の 照射効果研究を含めた材料開発において、世界をリードす る成果を得た.特に、スウェリング挙動や照射クリープに 関する詳細なデータベースの構築に貢献しており、照射損 傷組織形成機構の解明や照射後腐食研究など、世界をリー ドする成果を得ている.また,核融合炉ブランケット第一 候補材である RAF 鋼の照射効果データベースの構築にも 貢献している. 核融合炉のみならず先進原子力システムへ の適用も進められている ODS 鋼の優れた耐照射性発現を もたらすナノ酸化物粒子の役割に関しても先駆的な成果を 得ている. タングステン材料における水素同位体挙動やト リチウム透過防止被膜性能に及ぼす照射影響についての系 統的な研究も共同研究によって進んでいる。また、原子力 材料分野においては、軽水炉圧力容器鋼の照射硬化におけ るマンガン影響に関する発見が得られた.更に,格子欠陥 基礎研究、超微小試験技術の開発など、幅広い分野に跨る 多角的な研究展開が見られる.

これらの研究成果は、京都大学エネルギー理工学研究所 の共同研究・共同利用拠点等を通して、国内のみならず海 外との共同研究によって得られたものも含まれている.本 プロジェクトレビューでは紹介しきれなかった成果につい ては、参考文献を参照されたい.また、DuETを直接的に は利用していなくても、モデリング、シミュレーション研 究等に、本稿の参考文献リストには掲載していない関連研 究も多数あることを申し添える.

DuETの維持・運営は、京都大学エネルギー理工学研究 所が進めてきた基幹プロジェクトとしての位置付けと、参 画研究者による外部資金の導入による物・人のサポート無 しには成しえなかったが、それ以上に、核融合炉材料研究 コミュニティを含めた材料照射研究分野からの有形無形の 支援が大きかったと言える.運営費交付金が減少し続ける わが国の大学において、DuETのような中型・大型の装置



図29 DuET および TIARA において異なる加速エネルギーの Fe イオン照射した F82H 鋼および Ni 添加 F82H 鋼のナノインデンテーション 硬さ試験結果に対して, 拡張 Nix-Gao モデルを適用して得られたバルク相当硬さの押込み深さ依存性 [104]. Reprinted from Fusion Engineering and Design, 89, R. Kasada *et al.*, 1637, Copyright (2014), with permission from Elsevier.



図30 ODS銅合金上に作製したマイクロピラー試験片と得られた 応力 - ひずみ曲線の例[111].

を今後も維持し続けることは困難になっていくと予想される.しかし,照射材料研究に特化したイオンビーム加速器施設へのニーズは増加し続けていることは,今回紹介した

共同研究成果を見ていただければ理解されることと思う. DuETにおけるイオンビーム照射実験において蓄積された ノウハウを散逸させることなく,核融合炉の実現や原子力 安全の向上に貢献する照射効果研究,そして,それらを包 含する物質・材料科学の更なる発展に向けて,本プロジェ クトレビューが議論の契機になれば幸いである.

謝 辞

本プロジェクトレビューをまとめるにあたり,DuET の設置から運用に関わった多くの皆様のご協力に深く感謝 申し上げます.香山晃,木村晃彦,加藤雄大,神保光一,岸 本弘立,橋冨興宣,大村高正各氏とは装置建設時や運転初 期よりプロジェクトを進めてきました.DuET における実 験では,多くの国内外の共同研究者に参加いただきまし た.特に,谷川博康,安堂正巳,PARK Kyeong Hwan,小 沢和己,小柳孝彰,荻原寛之,末石裕一郎,湯谷健太郎,高 橋宏昌,高山嘉幸,姫井善正,HA Yoosung, ZHANG Zhexian, HASENHUETL Eva, SONG Peng, GAO Jin, NOH Sanghoon,藤井克彦,近田拓未,大矢恭久,波多野雄

治,大野直子,深見一弘,叶野翔,KAI Ji-Jung, YAMAMOTO Takuya の各氏に感謝申し上げます.また, DuET を用いた研究を実施するにあたり,京都大学エネル ギー理工学研究所附属エネルギー複合機構研究センター共 同研究,同じく京都大学エネルギー理工学研究所共同利 用・共同研究拠点ゼロエミッションエネルギー研究拠点, 先端研究施設共用イノベーション創出事業,同じく先端研 究施設共用促進事業(文部科学省),原子力システム研究開 発事業および原子力基礎基盤戦略研究イニシアティブ(文 部科学省),戦略的基礎研究推進事業 CREST (科学技術振 興機構),科学研究費補助金 (24760715,17H04977,19H 02643,16 H 02443,15 K 14280,25630432,18760654, 14780390,19K15310,18H01915 等),他の支援を受けまし た.ここに感謝の意を表します.

参考文献

- [1] A. Kohyama *et al.*, Fusion Eng. Des. **51-52**, 789 (2000).
- [2] 加藤雄大 他:プラズマ・核融合学会誌 76,227 (2000).
- [3] A. Kohyama et al., Mater. Trans. 45, 51 (2004).
- [4] 大野直子 他:まてりあ 48,522 (2009).
- [5] 木村晃彦 他:加速器 12,217 (2015).
- [6] 石野 栞 他:プラズマ・核融合学会誌 84,258(2008).
- [7] K. Jimbo *et al.*, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment 488,466 (2002).
- [8] Y. Katoh *et al.*, Institution of Chemical Engineers Symposium Series (2000) 786-798.
- [9] 香山 晃: まてりあ 40,140 (2001).
- [10] Y. Katoh et al., Mater. Trans. 43, 612 (2002).
- [11] H. Kishimoto et al., J. Nucl. Mater. 307-311, 1130 (2002).
- [12] K.H. Park *et al.*, J. Nucl. Mater. **307-311**, 1187 (2002).
- [13] Y. Katoh et al., J. Nucl. Mater. 307-311, 1221(2002).
- [14] K.H. Park et al., Fusion Sci. Technol. 44, 455 (2003).
- [15] S. Kondo et al., Fusion Sci. Technol. 44, 181 (2003).
- [16] K.H. Park et al., J. Electron. Microsc. 53, 511 (2004).
- [17] H. Kishimoto et al., J. Electron. Microsc. 53, 515 (2004).
- [18] K. Ozawa et al., J. Electron. Microsc. 53, 519 (2004).
- [19] K. Ozawa et al., Fusion Sci. Technol. 47, 871 (2005).
- [20] S. Kondo *et al.*, Mater. Trans. **46**, 1388 (2005).
- [21] H. Kishimoto et al., Mater. Trans. 46, 1923 (2005).
- [22] T. Hinoki and A. Kohyama, Annales de Chimie: Science des Materiaux **30**, 659 (2005).
- [23] S. Kondo *et al.*, Proc. American Nuclear Society International Congress on Advances in Nuclear Power Plants 2005, ICAPP'05 5 (2005) 2782-2787.
- [24] H. Kishimoto *et al.*, Proc. American Nuclear Society International Congress on Advances in Nuclear Power Plants 2005, ICAPP'05 4 (2005) 2416-2423.
- [25] H. Kishimoto *et al.*, Ceramic Engineering and Science Proceedings 26, 215 (2005).
- [26] S. Kondo et al., J. Nucl. Mater. 367-370 A, 764 (2007).
- [27] S. Kondo *et al.*, Ceramic Engineering and Science Proceedings 28, 91 (2008).
- [28] T. Koyanagi *et al.*, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering **18**, 162008 (2011).
- [29] S. Kondo *et al.*, Ceramic Engineering and Science Proceedings **32**, 63 (2011).

- [30] 檜木達也:日本原子力学会誌 54,819 (2012).
- [31] T. Koyanagi et al., J. Nucl. Mater. 442, S380 (2013).
- [32] 近藤創介: セラミックス 49,1040 (2014).
- [33] Y.-R. Lin et al., J. Nucl. Mater. 459, 276 (2015).
- [34] S. Kondo et al., Acta Materialia 83, 1 (2015).
- [35] S. Kondo et al., J. Nucl. Mater. 464, 36 (2015).
- [36] S. Kondo et al., Corros. Sci. 112, 402 (2016).
- [37] V. Casalegno et al., J. Nucl. Mater. 501, 172 (2018).
- [38] Y. Maeda et al., Electrochem. Commun. 91, 15 (2018).
- [39] T. Koyanagi et al., J. Nucl. Mater. 511, 544 (2018).
- [40] Y. Maeda et al., J. Phys. Chem. C 124, 11032 (2020).
- [41] S. Kondo *et al.*, Scr. Mater. 188, 6 (2020).
- [42] S. Kondo *et al.*, IOP Conference Series: Mater. Sci. Eng. 18, 162004 (2011).
- [43] H. Ogiwara et al., J. Nucl. Mater. 307-311, 299 (2002).
- [44] M. Ando et al., J. Nucl. Mater. 307-311, 260 (2002).
- [45] Y. Katoh et al., J. Nucl. Mater. 323, 251 (2003).
- [46] 濱口 大 他:プラズマ・核融合学会誌 87,181 (2011).
- [47] J. Gao et al., Fusion Eng. Des. 113, 336 (2016).
- [48] V.K. Alimov et al., Fusion Eng. Des. 113, 336 (2016).
- [49] S. Kano et al., J. Nucl. Mater. 533, 152088 (2020).
- [50] H. Kishimoto et al., Fusion Eng. Des. 81, 1045 (2006).
- [51] K. Yutani et al., J. ASTM International 4, 1 (2007).
- [52] S.H. Kang *et al.*, J. Korean Phys. Soc. **66**, 505 (2015).
- [53] K. Yutani et al., J. Nucl. Mater. 367-370 A, 423 (2007).
- [54] R. Kasada et al., Mater. Sci. Forum 654-656, 2791 (2010).
- [55] R. Kasada *et al.*, Green Energy Techno. **66**, 300 (2011).
- [56] A. Konno et al., Mater. Trans. 58, 1636 (2017).
- [57] C.M. Parish et al., J. Nucl. Mater. 483, 21 (2017).
- [58] T. Yamamoto et al., J. Nucl. Mater. 449, 190 (2014).
- [59] P. Song et al., J. Nucl. Mater. 502, 76 (2018).
- [60] P. Song et al., Fusion Eng. Des. 125, 396 (2017).
- [61] P. Song et al., Nucl. Mater. Energy 15, 115 (2018).
- [62] H. Kishimoto et al., J. Nucl. Mater. 367-370 A,179 (2007).
- [63] H. Kishimoto *et al.*, International Congress on Advances in Nuclear Power Plants 2009, ICAPP 2009 3 (2009) 2227-2234.
- [64] H. Kishimoto et al., J. Nucl. Mater. 386-388, 533 (2009).
- [65] P. Song et al., J. Nucl. Mater. 511, 200 (2018).
- [66] P. Song et al., J. Nucl. Mater. 529, 151953 (2020).
- [67] Y. Ha and A. Kimura, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A: Beam Interactions with Materials and Atoms 365, 313 (2015).
- [68] J. Gao et al., J. Nucl. Mater. 528, 151858 (2020).
- [69] Y. Himei et al., Mater. Trans. 54, 446 (2013).
- [70] Z. Zhang et al., Fusion Eng. Des. 98-99, 2103 (2015).
- [71] Z. Zhang et al., J. Nucl. Mater. 480, 207 (2016).
- [72] Z. Zhang et al., Nucl. Mater. Energy 9, 539 (2016).
- [73] E. Hasenhuetl et al., J. Nucl. Mater. 495, 314 (2017).
- [74] E. Hasenhuetl *et al.*, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms **397**, 11 (2017).
- [75] Y. Oya et al., J. Nucl. Mater. 461, 336 (2015).
- [76] Y. Oya et al., Fusion Eng. Des. 113, 211 (2016).
- [77] S. Sakurada et al., Nucl. Mater. Energy 9, 141 (2016).
- [78] S. Sakurada et al., Fusion Sci. Technol. 72, 785 (2017).
- [79] Y. Oya et al., Nucl. Mater. Energy 16, 217 (2018).
- [80] F. Sun et al., J. Nucl. Mater. 533, 152122 (2020).
- [81] J. Wang et al., J. Nucl. Mater. 545, 152749 (2021).

- [82] T. Chikada et al., Fusion Eng. Des. 124, 915 (2017).
- [83] T. Chikada et al., J. Nucl. Mater. 511, 560 (2018).
- [84] K. Nakamura et al., Fusion Eng. Des. 146, 2031 (2019).
- [85] K. Nakamura et al., J. Nucl. Mater. 537, 152244 (2020).
- [86] N. Oono et al., J. Nucl. Mater. 419, 366 (2011).
- [87] N. Oono et al., J. Nucl. Mater. 442, S826 (2013).
- [88] N. Almirall *et al.*, Odette G.R., J. Nucl. Mater. **536**, 152173 (2020).
- [89] K. Yabuuchi et al., J. Nucl. Mater. 417, 988 (2011).
- [90] K. Yabuuchi et al., J. Nucl. Mater. 442, S790 (2013).
- [91] K. Yabuuchi et al., Acta Materialia 61, 6517 (2013).
- [92] 藤井克彦 他: J. Institute of Nuclear Safety System 18, 198 (2011).
- [93] K. Fujii et al., J. Nucl. Mater. 458, 281 (2015).
- [94] K. Fujii and K. Fukuya, J. Nucl. Mater. 440, 612 (2013).
- [95] N. Oono *et al.*, J. Nucl. Mater. **465**, 835 (2015).
- [96] T. Ishizaki *et al.*, Proc. 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear

Power Systems — Water Reactor, Minerals, Metals and Materials Series (2019) 605-615.

- [97] K. Arakawa et al., Mater. Sci. Eng. A 350, 53 (2003).
- [98] J. Gao et al., J. Nucl. Mater. 511, 304 (2018).
- [99] G. Yeli et al., J. Nucl. Mater. 540, 52364 (2020).
- [100] N. Oono et al., J. Nucl. Mater. 442, 365 (2013).
- [101] Y. Takayama et al., Mater. Sci. Forum 654-656, 2915 (2010).
- [102] R. Kasada et al., Fusion Eng. Des. 86, 2658 (2011).
- [103] Y. Takayama et al., J. Nucl. Mater. 442, S23 (2013).
- [104] R. Kasada et al., Fusion Eng. Des. 89, 1637 (2014).
- [105] 笠田竜太: 材料試験技術 60, 18 (2015).
- [106] R. Kasada et al., Fusion Eng. Des. 109-111, 1507 (2016).
- [107] E. Hasenhuetl et al., Mater. Trans. 58, 749 (2017).
- [108] E. Hasenhuetl et al., Mater. Trans. 58, 580 (2017).
- [109] 笠田竜太:日本原子力学会誌 60,409 (2018).
- [110] R. Nakai et al., J. Nucl. Mater. 471, 233 (2016).
- [111] Y. Liu et al., Nucl. Mater. Energy 26, 100903 (2021).