

小特集 原型炉実現に向けた低放射化フェライト鋼研究開発の進展

5. 低放射化フェライト鋼における核融合中性子照射効果

濱口 大, 笠田 竜太¹⁾, 落合 謙太郎, 安堂 正己, 谷川 博康

日本原子力研究開発機構, ¹⁾京都大学エネルギー理工学研究所

(原稿受付: 2011年2月14日)

核融合中性子のスペクトルを忠実に再現する試験照射場が存在しない現状では、核融合中性子照射効果を予測するためには、既存の原子炉やイオン加速器による模擬照射場を最大限利用し、考え得る個々の事象について個別に検証し、得られたデータを複合的に評価しなければならない。また、核融合炉環境で特に問題となり得る、重照射下での強度特性変化を予測するためには、損傷組織発達よりその挙動を機構論的に説明する必要がある。本章では、損傷組織と強度の評価手法に対する考え方、核変換生成物の効果およびその評価手法について概説する。

Keywords:

reduced activation ferritic/martensitic steels, irradiation effects, accelerator, nano-indentation, transmutation, He effects

5.1 はじめに

核融合炉では、プラズマに最も近いブランケットの構造材料においては、14 MeV 近傍に大きなピークを有するスペクトルを持った、従来の核分裂炉（原子炉）に比べて非常に高いエネルギーの中性子束に曝されることにより、弾き出し損傷を受けるとともに、核変換生成物である He や H といったガス原子が材料中に多量に生成されることによる強度特性劣化が懸念されている[1]。現在、原型炉ブランケットでは、弾き出し損傷量の指標である dpa (displacement per atom: 原子の各格子点からの平均弾き出し回数) 換算で 80~150 dpa 程度までの使用が検討されているが、現状では核融合中性子のスペクトルを忠実に再現しかつ十分な中性子フラックスをもった照射場が存在していない。そのため、想定される核融合中性子による種々の照射効果に対して核分裂炉（原子炉）や加速器照射施設等の既存の照射場を最大限活用して個別に検証し、核融合中性子照射による弾き出し損傷メカニズムだけでなく、重照射に伴う強度特性変化の機構論的理解を十分に深めることで、その効果を予測する試みが行われている。

本章では、低放射化フェライト鋼における核融合中性子による照射効果について最近の成果を交えながら、その効果解明のためのアプローチについて議論する。

5.2 照射損傷組織発達

F82H 鋼や Eurofer97 鋼等の低放射化フェライト鋼は、高速炉で優れた耐スウェリング性を示した 9Cr 系耐熱鋼をベースに[2]、高温強度と靱性のバランスをとりながら開発された合金である。耐熱鋼としては 9Cr 系の他に 2.25Cr 系や 12Cr 系 (HT9 等) などがあるが、フェライト鋼が示す

低温脆性の指標となる延性脆性転移温度 (DBTT) の中性子照射による上昇が最小となる Cr 濃度が 8~9% であることが明らかにされたことから[3,4], 9Cr 系が主流となっている。9Cr 系低放射化フェライト鋼の微細組織は、3 章図 1 で示されたように、高密度の転位と微細な炭化物等が旧オーステナイト粒界やブロック境界、パケット境界、ラス境界といった種々の境界上に主として析出した焼き戻しマルテンサイトラス組織である。これらの高密度の転位および析出物が点欠陥の再結合サイトとして機能していることが、低放射化フェライト鋼の基本的な耐照射性を具現していると考えられている。主たる析出物はマルテンサイトラス境界上の $M_{23}C_6$ に代表される炭化物および Ta や V リッチの MX 析出物で、これらの析出物は焼き戻し条件 (例えば 750°C) で平衡な状態で析出した状態にある。一方、焼き戻し条件より低温の使用条件 (300~550°C) で長時間保持されると、上記の析出物が凝集粗大化するのに加え、使用条件での平衡析出相であるラーベス相 (Fe_2W) や M_6C 等が次第に析出する (6 章参照)。境界上の析出物が凝集粗大化するのに伴いマルテンサイトラス構造は次第に崩れ、初期の微細な構造を失っていく。このような組織変化が時効やクリープにおける耐力低下につながると考えられている。

このような複雑な微細組織中では、照射により導入される欠陥の挙動は、潜在的に存在する析出物や種々の境界、添加元素および He や H 等の核変換生成物の影響を強く受けることが予想され、損傷組織は、それらが複雑に絡み合うことによる複合的な組織発達となる。基本的な硬化の要因と考えられる照射転位ループ形成は 350°C 以下の照射で顕著となる (図 1)。このような転位ループ形成は、しかし、

5. Fusion Neutron Irradiation Effects on Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel

HAMAGUCHI Dai, KASADA Ryuta, OCHIAI Kentaro, ANDO Masami and TANIGAWA Hiroyasu

corresponding author's e-mail: hamaguchi.dai@jaea.go.jp

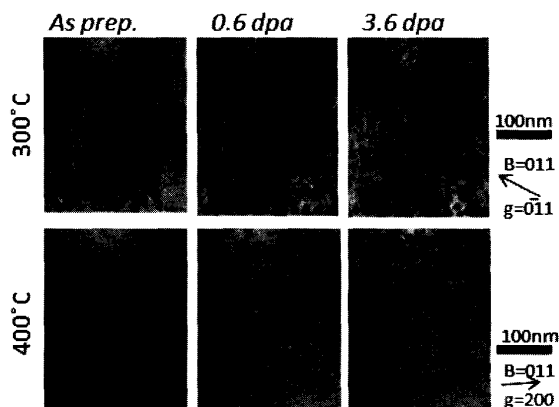


図1 超高圧電子顕微鏡照射実験による、F82Hにおける照射誘起転位組織発達。300°Cではドット状のコントラストを示す転位ループの生成が顕著であるのに対して、400°Cでは既存転位組織の発達が中心となっている[5]。

低放射化フェライト鋼で計測された照射硬化を説明するには不十分であることは早い段階から指摘されてきた[6-8]。この点を鑑みた転位ループ発達以外の組織形成については様々な検討が行われてきている。例えば、若井らは米国のHFIR炉を用いて中性子照射されたF82H鋼の転位ループ挙動を詳しく調べているが、F82H鋼で300°C近傍の照射で高密度に形成される、主にバーガースベクトル $b=(a/2)\langle 111 \rangle$ タイプの転位ループのコントラストが、析出的なコントラストを有することを明らかとしており、これは転位ループ上に α' 相が析出することに起因すると報告している[9]。また、強度に重要な役割を果たす析出物の挙動については、従来は高温または重照射領域で問題となる可能性は検討されていたが、例えば谷川らは、HFIR炉で照射されたF82H鋼の析出物の挙動を抽出残渣法により詳しく調べ、300°Cという熱時効では全く変化がおこらない比較的低温でも照射下では析出物分布に変化が現れることを示し[10, 11]、転位ループ形成に加え境界上の析出物変化を加味することで強度特性変化が説明できる可能性があることを報告している[5]。300°Cで析出物変化を引き起こすドライビングフォースについては不明な点が多いが、核破碎中性子照射されたフェライト鋼で析出物のアモルファス化が報告されていた事に加え[12]、300°C中性子照射やイオン照射でも確認されたことから[13]、これらの低温照射下における析出物の相不安定化が影響している可能性が高いと考えられる。

上記の損傷組織発達はdpaによって整理されているが、核融合炉と既存の模擬照射場、および既存照射場間のPKAスペクトルや損傷速度の違いも、損傷組織発達に大きな影響を及ぼす可能性がある。この問題点については、実験による検証のみならず、モデリングシミュレーションを用いた弾き出し基礎過程の検証も、各照射場での損傷組織を比較・検討する上で重要であり[14]、これらの手法を用いて得られたデータを総合的に検証し、核融合中性子照射による損傷組織発達を予測することが必要である。

5.3 核変換効果

5.3.1 低放射化フェライト鋼における核変換反応

DT中性子核反応に起因する低放射化フェライト鋼の核的材料特性の重要な検討課題として、材料寿命と廃棄・再利用に向けた放射化特性の検証が必要であり、技術開発等についての方策が報告されている[15, 16]。前者の材料寿命については、反跳粒子による弾き出し損傷の評価、あるいは (n, p) や (n, α) 反応で生成した水素、ヘリウムガスの生成量評価が重要である。これらの生成量評価は弾き出し断面積や水素・ヘリウム生成核反応断面積データを検証することで精度よく評価することが可能であり、これまでに核融合評価済み中性子核データライブラリー等にそれらのデータが整備されてきた[17]。また放射化に関する核データライブラリーも同様に整備がすすめられおり、現状20 MeVまでの中性子核反応によるドシメトリーデータが整備され[18]、また放射化計算コード開発も行われている[19]。

上記核データは実験値と核反応モデルによる計算との整合性をもとに必要に応じて評価される。放射化特性に関わるものは、ガンマ線・ベータ線放出線種であれば、比較的实验値と計算値の比較が可能である。しかし実験データが少ないものに関する予測精度は必ずしも十分とは言えない。例えば、DT核融合中性子照射によるF82Hの線量評価は照射試料のガンマ線測定による評価が可能であり、これまでに日本とEUを中心に解析も含めて実施されてきた[20, 21]。一方、既存のDT中性子源による水素やヘリウムガス量を質量分析等で測定するのは、生成量が非常に微量であるため非常に困難である。またガンマ線測定による推定も難しい。例えば低放射化フェライト鋼の主要構成元素である鉄(Fe)の水素生成核反応は、 $^{56}\text{Fe}(n, p)$ 反応によって生成したマンガン(Mn)-56、から放出される放射化ガンマ線の測定から実験データを採取し、計算との比較を行うことで、核データの妥当性を検討することが可能であるが、 $^{56}\text{Fe}(n, np)$ 反応の場合、残留核は安定同位体であるMn-55になるため、現状のDT中性子源による実験データは妥当性評価が十分ではない。これは核融合炉での材料寿命に直接影響するものであり、更なるガス生成断面積の測定が必要な理由の一例である。

直接の生成ガス分析測定は困難であるが、最近、DT中性子照射によって候補材料から放出する高エネルギープロトンやヘリウムの荷電粒子測定法を利用し、水素・ヘリウム生成断面積測定について有効な手法が最近報告されている[22]。DT中性子源(点線源)を鉄体系によってコリメートし、ビーム状DT中性子による生成荷電粒子の二重微分断面積を精度良く測定する手法が行われており、ベリリウムのヘリウム生成評価に重要なデータを提供している。この手法は低放射化フェライト鋼である鉄、クロム、タングステンからの水素・ヘリウム生成断面積評価にも適用可能であるため、同手法を用いた、ガス生成断面積の詳細な核データ整備が可能になり、重要な研究課題であると考えられる。

また、弾き出しやガス生成の他に、散乱中性子によって

引き起こされる核変換で材料特性に影響を及ぼす可能性について報告されている。高エネルギー中性子による (n, p) や (n, α) 核反応による核変換以外に散乱中性子による中性子吸収反応による核変換もある。散乱中性子は中重核以上の核種と吸収反応 (n, γ) を引き起こしやすい。例えばタングステン (W)-186 の中性子吸収断面積は 19 eV に共鳴ピークを持ち非常に大きな断面積を持つ。中性子を吸収した W-186 は W-187 になり、 β 崩壊後、レニウム (Re)-187 になる。更に Re-187 は 10^{10} 年の長半減期を経て、最終的に安定同位体であるオスミウム (Os)-187 になる。すなわち低放射化フェライト鋼中にレニウム、オスミウム同位体が含まれることになり、これまでの材料特性では取り扱っていない核種も検討する必要があると指摘がある [23]。これは原子炉照射においても例外でなく、例えば、HFIR 炉で照射された場合、25 dpa の照射により 2.0 wt% あったタングステンのうち 0.6 wt% がオスミウムやレニウムに変換されるという計算結果もある [24]。ブランケット構造材としての低放射化フェライト鋼についても、散乱中性子成分は核融合炉機器の物質や物量に大きく起因するが、固体増殖ブランケット周辺はトリチウム生成のために、低エネルギー中性子が大量に発生することが予想される。よって、低放射化フェライト鋼の強度 (特に高温強度) に重要な役割を果たしているタングステンの核変換効果が顕著に表れることが予測されることから、今後ブランケットでの生成量評価と低放射化フェライト鋼中のレニウムあるいはオスミウムが材料にどのように影響するのかを調査する必要があると考えられる。ただし、核変換反応後の組成と同様の鋼を製作することは不可能なことから、これらは基本的に重照射実験のみで評価できる課題である点には特に留意が必要である。

5.3.2 核変換生成ヘリウム効果の評価

核融合炉ブランケット構造材料として用いられる低放射化フェライト鋼が被り得る経年変化に関わる事象の中で、もっとも特徴的かつ重要な事象が核変換ヘリウムによるものである。構造材料が 14 MeV という高いエネルギーの中性子照射を受けると、構成元素の (n, α) 反応によって材料中に多量の核変換ヘリウムが生成する。希ガスであるヘリウムは固体材料に対して溶解度がないために、構造材料中で生成した核変換ヘリウムの多くは、材料中の空洞、結晶粒界などに偏在する。このように偏在したヘリウムは、空洞の内圧を上昇させることによるポイドスウェリングの促進や、粒界強度を低下させることによる粒界ヘリウム脆化などを通して、構造材料の健全性に著しい影響を及ぼす場合がある [25]。

核融合炉構造材料におけるヘリウムの影響を調べるためには、核融合炉環境そのもの、あるいは類似のエネルギースペクトルを持つ中性子場による照射実験が必要であるが、既存のあらゆる施設 (原子力機構の FNS 等) を用いても、構造材料の健全性評価に必要な中性子照射量には達しない。このような理由から、核融合炉材料研究者は IFMIF (International Fusion Material Irradiation Facility: 国際核融合炉材料中性子照射施設) のような強力中性子源の必要

性を強く主張しつつ、並行して様々な工夫された照射技術を駆使して、着実にヘリウム効果の理解を深めている。

粒界ヘリウム脆化に代表されるような強度・破壊特性に及ぼすヘリウムの影響は、構造部材の健全性に関わる重要課題である。サイクロトロンを用いた高エネルギー (数 10 MeV) ヘリウムイオン注入法は、多量 (~ 0.1 at%) のヘリウムを比較的大きな (厚さ 1 mm 程度ではあるが) 試験片に、比較的短時間 (数百時間) で照射可能であるため、粒界ヘリウム脆化や疲労特性に及ぼすヘリウム影響に関する貴重な知見を与えている。東北大学サイクロトロン施設において、550°C で 1000 appm の 50 MeV ヘリウムイオン照射 (弾き出し損傷は 0.4 dpa) された F82H 鋼は、図 2 に示すような顕著な粒界脆化を示している [26]。この場合においても延性脆性遷移温度は照射温度を下回っているが、この結果を構造設計或いは構造維持基準に貢献可能な情報とするためには、微小シャルピー試験片から得られた遷移挙動について、破壊力学に基づいた更なる検討が必要である。また、高濃度のヘリウム生成のみならず、核融合炉環境と同様の重度の弾き出し損傷を伴う場合において、粒界脆化が促進されるかどうかを本手法によって直接的に評価することは不可能である。サイクロトロンを用いた方法では、照射されるヘリウムイオンによって材料に与えられる弾き出し損傷量が 1 dpa に満たず、核融合炉における中性子照射条件と He 生成条件 (He/dpa で比較される) からの逸脱が大きい。このような He/dpa の違いの影響をモデル化する

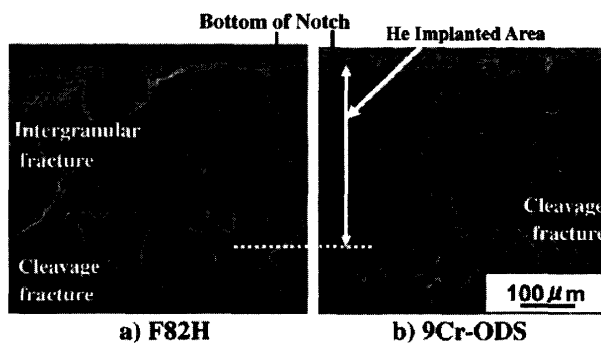
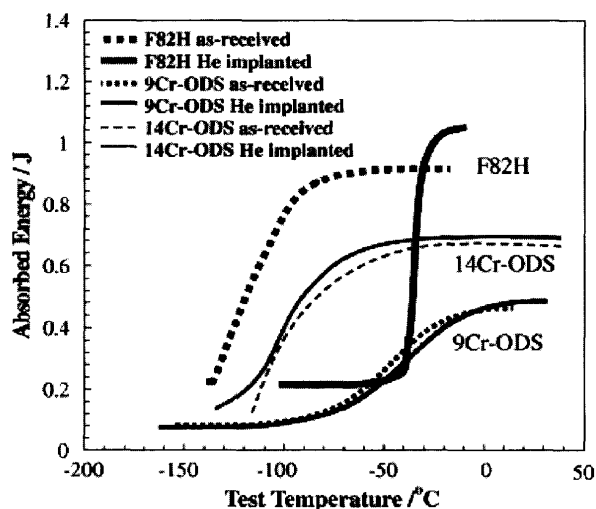


図 2 サイクロトロンヘリウム注入下 F82H 鋼に見られた粒界ヘリウム脆化現象 [26]。

ための基盤的知見を得るためには異なる実験的アプローチが必要になる。

同じイオン照射法でも、MeVクラスの金属イオンとMeV以下のHeイオンを同時照射するマルチビーム法は、金属イオンによってほとんどの弾き出し損傷を与えるため、He注入速度を制御し、核融合条件に近づけることができる。比較的低温域(約350°C以下と考えられている)での低放射化フェライト鋼の脆化の一因となる照射硬化現象に及ぼすヘリウムの影響を調べるために、弾き出し損傷導入のための鉄イオン照射と、これに対してヘリウム同時照射を行った場合を比較したところ、数百ppm程度までのHe濃度(かつ100dpa)では、ヘリウムの存在による照射硬化の促進は見られないが、3300ppmのHe濃度(かつ33dpa)では、10%程度の照射硬化の促進が見られている[27]。すなわち、冷却配管やその周辺のような低温域における低放射化フェライト鋼についても、重照射環境下ではヘリウム影響による照射硬化型脆化の促進が有り得ることを考慮すべきであることを示している。

マルチビーム法によって、ポイドスウェリング挙動に及ぼすヘリウムの影響も調べられている。ポイドスウェリング量は、透過電子顕微鏡によるポイドの直接観察によってある程度信頼できる評価が可能である。特に近年、FIB(Focused Ion Beam:集束イオンビーム)加工装置による薄膜試験片加工技術が発展し、表面近傍にかざられるイオン照射領域の評価精度が著しく向上した[28]。このため、温度依存性や照射量依存性に関して得られた知見は設計段階でも活用可能であると考えられる[29-32]。また、マルチビーム法によってサイクロトロン法による照射条件を模擬し、図2で示したような粒界ヘリウム脆化の原因を微細組織学的に明らかにすることによって、核融合炉環境条件における脆化挙動の予測に繋がる知見を得ようとする試みも進められている[33]。粒界ヘリウム脆化を引き起こすような組織形態が核融合炉環境の模擬照射環境下でも得られるかどうかを調べ、これらの結果を繋げる損傷組織発達モデルを構築することにより、核融合炉環境下における粒界ヘリウム脆化条件を予測することも可能になると考えられる。

加速器を用いた研究では、高エネルギーの陽子を用いた材料照射研究も行われており、この手法は主に核破砕中性子源用材料の研究開発に用いられている。核破砕中性子源は、高エネルギーの陽子をターゲットに照射することにより核破砕反応を誘発し、中性子を発生させる仕組みであるが、その仕組み上、ターゲットと加速器の間にビーム窓を設ける必要がある。このビーム窓は直接非常に高エネルギーの陽子照射を受けるため、鉄系の材料を用いる場合、多量に生成されるヘリウムによる脆化が懸念されている。そのため、実機を用いた材料照射試験が数多く行われており、特に近年では、スイスのポールシェラー研究所の核破砕中性子源を用いた照射プログラムにおいて、低放射化フェライト鋼のHe効果に関する多くのデータが、微細組織発達、引張特性およびDBTTを中心に報告されている。これまで明らかにされてきたことは、DBTT上昇

が、He生成量約1600appm程度までHe生成量に対して線形に増加することや、He生成量が多い場合では400°C以上でも著しい照射硬化を示すこと[34-36]、300°C近傍で高密度に形成されたHeバブルが照射硬化へ寄与している可能性があり[37-39]、またDBTT上昇に関してもHeの影響を強く受けることも明らかになっている(図3)[40,41]。しかし、この核破砕中性子源を用いた方法は、dpaに対するHe生成量(He/dpa)が非常に大きく、また照射速度も比較的大きいといったメリットもあるが、逆にHe/dpaで比較すると、核融合炉条件に比べて約2倍であることや、加速器の性格上ビームトリップが必ず生じ、照射試験時の照射温度制御が難しいなどの問題点もあり、データを評価する上では注意が必要である。

He影響を調べるために、原子炉の中性子照射場を利用する方法もある。材料中に予めHeを生成しやすい元素であるBやNiの同位体を添加し、試料位置における中性子スペクトルを調整することによって、核融合炉条件に近いHe生成速度を得る方法が代表的な例であり、照射脆化に関しては図4にプロットされるようなデータが取得されている[42]。しかしながら、材料に本来含まれないBやNiを添加することは材料自身の初期特性や照射効果に影響を及ぼしてしまう場合がある。特にNi添加法については、1996年にKluehとGellesによる誌上論争[43,44]もあったように早くから問題が指摘されていたが、Niそのものが照射下での微細組織発達挙動に大きな影響を与えることが

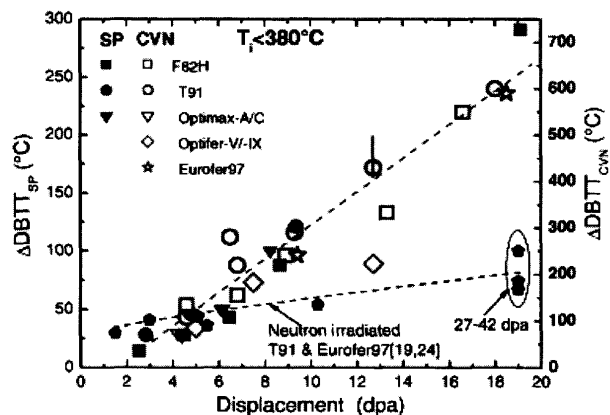


図3 核破砕中性子源で照射されたフェライト鋼の照射量(dpa)に対する Δ DBTT[41]。

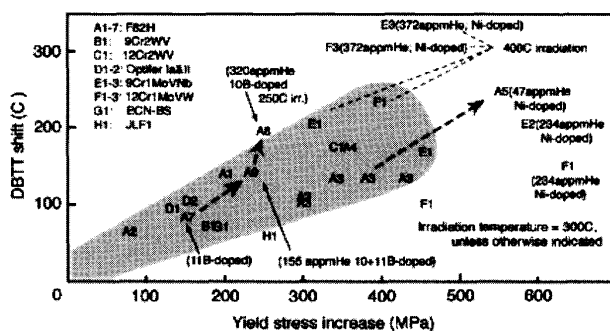


図4 強度変化(X軸:硬化量)と延性脆性遷移挙動(Y軸:DBTTシフト量)の相関におけるヘリウム影響[42]。

明らかになったため[45], あくまでも参考データとしてとらえるべきであろう. 一方, Yamamoto らが開発した Ni 合金を材料表面に被覆して原子炉照射による核変換によって生じるアルファ粒子を材料側に注入する方法は, このような問題を回避する巧妙な方法である[46]. ただし, やはり注入領域が表面から数 μm 程度に限られるため, マルチイオンビーム法と同様の課題が存在する.

5.3 強度組織相関に向けたアプローチ

核融合炉環境下での強度特性変化を予測するためには, 核融合中性子照射環境がないことから, 損傷組織発達よりその挙動を機構論的に説明し, 予測することが不可欠である. そのためには, これまでの原子炉中性子照射試験により得られた内部組織データを精査し, 照射硬化やスウェリング等問題となりうる事象を抽出し, 重照射に適したイオン加速器を用いた照射試験や, 析出物の基礎的挙動を検証するためのモデル合金を用いた試験手法を用いて, 個々の事象に対する知見を深めることが重要である.

イオン加速器を用いた核融合中性子照射模擬照射試験は, 照射体積が圧倒的に小さいといった問題点もあるが, 照射速度が大きいため短時間で重照射が可能であること, 温度等の照射条件を一定に保つことができる, 材料が放射化しにくい等といった多くの利点を有しており, またマルチビーム法やサイクロトロン加速器を用いた He 注入法により He 効果を検証できるなど, 個々の現象, 特に損傷組織発達を検証する上では有用な手法である. その一方で, イオン照射は表面から高々数 μm 程度の深さまでと照射体積が小さいことより, 機械的強度特性の評価手段は微小硬さ (ナノインデンテーション硬さ) のみであるが, その評価法を確立し, 降伏応力変化や微細組織との相関が得られれば, 機械的挙動予測にも有用な手法となり得ると考えられる.

これまで安堂らは, イオン照射した F82H 鋼に対して, ナノインデンテーション法による硬さ評価を行っており, ビッカース硬さ H_v とナノインデンテーション硬さ H_m の経験的な相関則を見出し, 照射硬化現象の理解に寄与している[47].

一方, イオン照射材から得られたナノインデンテーション硬さを工学的に有用なデータとして活用するためには, 多くの学術的・技術的課題がある. すなわち, 表面から勾配をもって照射損傷を受けた材料におけるナノインデンテーション硬さがどの深さ領域 (照射量に対応) の硬さを示すのか (損傷勾配効果), 非照射領域の影響の取り扱い (背面効果), ナノインデンテーション硬さそのものにおける押し込み深さ依存性 (押し込みサイズ効果) を解明するとともに, 適切な材料表面準備方法の標準化が必要である[48]. これらの課題に対応するナノ・メソスケールメカニクスに関する学術的知見に基づいて, 図5に示すようなイオン照射材 (Fe 基モデル合金) におけるナノインデンテーション硬さの押し込み深さ依存性からマクロ強度特性を機構論的に導出するためのモデルと評価法が提案されており, 今後の発展が期待される[48].

5.4 今後の展開

ここまで述べたように, 過去10年の低放射化フェライト鋼における He 効果に関する研究は, 「現象を見ること」をより進め, 低放射化フェライト鋼が「少なくとも核変換 He の影響によって直ちに使用不能になることなく, ある程度までは使用可能であろう」ということを示したものに留まっている. もちろん, 低放射化フェライト鋼の構造材料としての健全性に関わり得るヘリウム効果について, ほとんど検討が為されていない課題も多く残っており, 例えば接合部或いは異材接合界面の強度特性に及ぼすヘリウム影響はクリティカルな劣化機構となり得る. それでは, ヘリウム影響に関しては, まばらな点としてしか得られていない知見を超えて, 今後, 原型炉以降のブランケットを設計する段階に進む上で, 材料研究者は何を用意すべきと考えているのであろうか.

確かに, 核融合炉構造材料における核変換 He 効果の実態は, 核融合反応によって生成する 14 MeV 中性子による照射研究によってのみ明らかにすることができる. しか

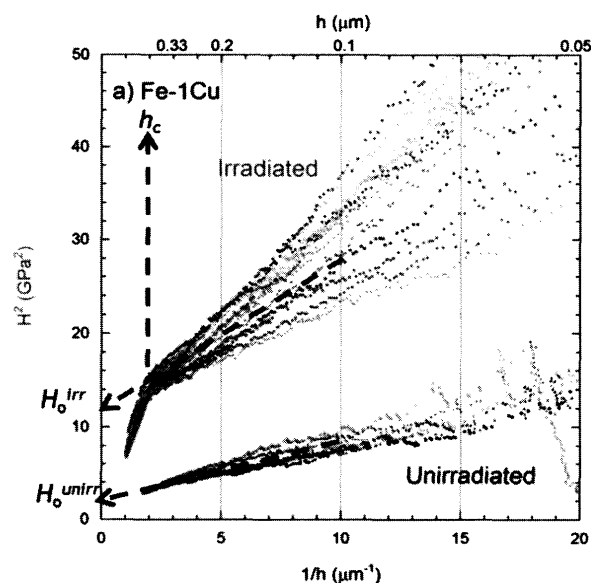


図5 ナノ・メソスケール複合モデルに基づくイオン照射硬化の解析例[48].

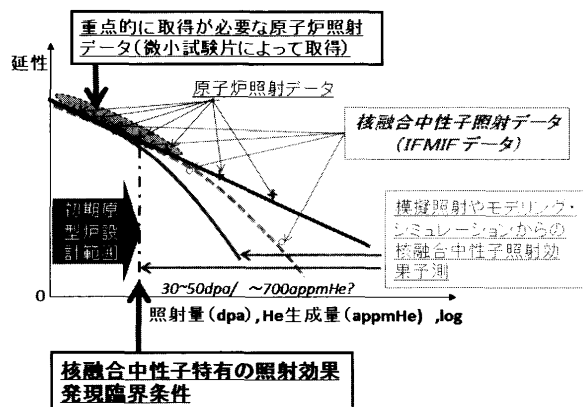


図6 延性の照射量依存性 (log スケール) を例とした, 初期原型炉設計限界条件の定義.

し、たとえ IFMIF のような核融合中性子源を利用しても、その限られた照射体積 (500 cc) と運転開始予定時期からすると、原型炉ブランケット設計に供されるデータ量はきわめて限られる事が容易に想定される。よって、原型炉ブランケットを設計する上で利用されるデータは、初期設計においては原子炉照射によって得られたデータであり、その利用範囲は核融合中性子照射データから大きく逸脱しない条件、すなわち核融合中性子照射特有の照射効果が発現する臨界条件までと推定される。そして運転領域を拡張していくためには、IFMIF で得られた限られたデータ点を機構論的に結び、また外挿することが可能なモデルの開発が必須となる。

よって、現在提示されている、2050年頃までに核融合炉実用化の見通しを得ることを目標とした核融合炉開発技術ロードマップ[49]を俯瞰すると、IFMIF で取得される知見は、既存装置による模擬照射手段によって予測された核融合中性子照射効果発現臨界条件を確認し、さらに He 効果に関するモデルを追認し高精度化することによって、原型炉ブランケット運用を重照射領域まで拡張することを保障するために用いられることになると考えられる。すなわち、既存の照射場を最大限活用した技術的な工夫と、材料研究者の英知の結集は未だに重要であり、推進すべき研究課題である。

参考文献

- [1] 井形直弘編：核融合炉材料 (倍風館, 1986).
- [2] D.R. Harries, *Proc. Topical Conf. on Ferritic Alloys for use in Nuclear Energy Technologies* (A.I.M.E. New York, 1984) p.141.
- [3] R.L. Klueh and D.J. Alexander, *J. Nucl. Mater.* **233-237**, 336 (1996).
- [4] A. Koyama *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **223-237**, 138 (1996).
- [5] Tanigawa *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 231 (2009).
- [6] R. Schaublin, P. Spatig and M. Victoria, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1178 (1998).
- [7] R. Schaublin, D. Gelles and M. Victoria, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 197 (2002).
- [8] D.S. Gelles, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 304 (2004).
- [9] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 203 (2002).
- [10] H. Tanigawa, H. Sakasegawa and R.L. Klueh, *Materials Trans.* **46**, 469 (2005).
- [11] H. Tanigawa, H. Sakasegawa, *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 42 (2007).
- [12] X. Jia, Y. Dai and M. Victoria, *J. Nucl. Mater.* **305**, 1 (2002).
- [13] H. Tanigawa, H. Sakasegawa *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 132 (2007).
- [14] 森下和功, S. Shahram SHARAFAT : 日本原子力学会誌 **50**, 47 (2008).
- [15] 野田哲二 : プラズマ・核融合学会誌 **79**, 452 (2003).
- [16] 野田哲二 : プラズマ・核融合学会誌 **70**, 628 (1994).
- [17] D. López Aldama and A. Trkov IAEA INDC(NDS)-467 Distr. FE "FENDL-2.1 Update of an evaluated nuclear data library for fusion applications" 2004.
- [18] K. Kobayashi, T. Iguchi, S. Iwasaki, T. Aoyama, S. Shimakawa, Y. Ikeda, N. Odano, K. Sakurai, K. Shibata, T. Nakagawa, M. Nakazawa, "JENDL Dosimetry File 99 (JENDL /D-99)," JAERI 1344, Japan Atomic Energy Research Institute (2002).
- [19] R.A. Forrest, The European Activation System: EASY-2007 Overview UKAEA FUS 533 (2007).
- [20] U. von Möllendor *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1143 (1998).
- [21] M. Yamauchi *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **81**, 1577 (2006).
- [22] K. Kondo *et al.*, *Nucl. Instrum and Methods in Physics Research A* **568**, 723 (2006).
- [23] T. Tanno, A. Hasegawa *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 218 (2009).
- [24] L.R. Greenwood and F.A. Garner, *J. Nucl. Mater.* **212-215**, 635 (1994).
- [25] 長谷川 晃 : 小特集 核融合炉材料のヘリウム損傷 6 核融合炉候補構造材料の中性子照射効果に及ぼす核変換ヘリウムの影響, プラズマ・核融合学会 **81**, 36 (2005).
- [26] A. Hasegawa, M. Ejiri, S. Nogami *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 241 (2009).
- [27] M. Ando *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1137 (2004).
- [28] H. Tanigawa, M. Ando, Y. Katoh *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **297**, 279 (2001).
- [29] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 278 (2002).
- [30] E. Wakai, K. Kikuchi *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **318**, 267 (2003).
- [31] K. Yutani, H. Kishimoto *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 423 (2007).
- [32] H. Ogiwara, A. Kohyama *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 428 (2007).
- [33] R. Kasada, H. Takahashi, K. Yutani, H. Kishimoto, A. Kimura, "Helium Ion Irradiation Effects in ODS and Non-ODS Ferritic Steels", T. Yao (ed.), Zero-Carbon Energy Kyoto 2010, Green Energy and Technology, pp. 308-313, .DOI 10.1007/978-4-431-53910-0 sub size 6 down 10 41, Springer 2011.
- [34] Y. Dai and G.S. Bauer, *J. Nucl. Mater.* **296**, 43 (2001).
- [35] Y. Dai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **343**, 33 (2005).
- [36] Y. Dai *et al.*, ICFRM-14 proceedings.
- [37] X. Jia, Y. Dai and M. Victoria, *J. Nucl. Mater.* **305**, 1 (2002).
- [38] X. Jia and Y. Dai, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 209 (2004).
- [39] Z. Tong and Y. Dai, *J. Nucl. Mater.* **398**, 43 (2010).
- [40] Y. Dai and P. Marmy, *J. Nucl. Mater.* **343**, 247 (2005).
- [41] Y. Dai and W. Wanger, *J. Nucl. Mater.* **389**, 288 (2009).
- [42] S. Jituskawa, A. Kimura, A. Kohyama, R.L. Klueh *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 39 (2004).
- [43] D.S. Gelles, *J. Nucl. Mater.* **230**, 187 (1996).
- [44] R.L. Klueh and D.J. Alexander, *J. Nucl. Mater.* **230**, 191 (1996).
- [45] R. Kasada and A. Kimura, *Mater. Trans.* **46**, 475 (2005).
- [46] T. Yamamoto, G.R. Odette, P. Miao, D.J. Edwards and R. J. Kurtz, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 338 (2009).
- [47] 安堂正己, 若井栄一, 谷川博康, 川崎 泰 : 「照射された低放射化フェライト鋼の引張強度特性・硬さの相関」日本金属学会誌 **72**, 785 (2008).
- [48] R. Kasada, Y. Takayama, K. Yabuuchi, A. Kimura, *submitted to Proc. In SOFT2010*.
- [49] 核融合エネルギーフォーラム ITER・BA 技術推進委員会 ロードマップ等検討ワーキンググループ 最終報告書 2008年6月.