プロジェクトレビュー

# 幅広いアプローチ (BA) 活動における核融合炉構造材料開発

# Fusion Structural Materials Development in Broader Approach (BA) Activities

野澤貴史<sup>1)</sup>,渡辺淑之<sup>1)</sup>,中島基樹<sup>1)</sup>,安堂正己<sup>1)</sup>,加藤太一朗<sup>1)</sup>,阮 小勇<sup>1,2)</sup>,黒滝宏紀<sup>1)</sup>, 黄 彦  $\pi^{1}$ , 谷 川 博 康<sup>1</sup>, 鎌 田 康 寬<sup>3</sup>, 清 水 一 行<sup>3</sup>, 大 畑 充<sup>4</sup>, 庄 司 博 人<sup>4</sup>, 清 水 万 真<sup>4</sup>, 中田隼矢<sup>5)</sup>, 鈴木茂和<sup>6)</sup>, 長坂琢也<sup>7)</sup>, 申 晶潔<sup>7)</sup>, 伊藤隆基<sup>8)</sup>, 何 磊<sup>8)</sup>, 旭吉雅健<sup>2)</sup>, 福元謙一2),森下和功9),陳 昱婷9),佐藤紘一10),加藤太治7),宮本光貴11),岩切宏友12) 沖田泰良<sup>13)</sup>, 叶野 翔<sup>13)</sup>, 阿部弘亨<sup>13)</sup>, 近藤創介<sup>14)</sup>, 笠田竜太<sup>14)</sup>, 岡 弘<sup>15)</sup>, 柴山環樹<sup>15)</sup>, 橋本直幸<sup>15)</sup>, 駒崎慎一<sup>10)</sup>, 遊佐訓孝<sup>14)</sup>, 櫻井 浩<sup>16)</sup>, 鈴木宏輔<sup>16)</sup>, 中里直史<sup>17)</sup>, 岸本弘立<sup>17)</sup>, 芹澤 久<sup>4)</sup>,森 裕章<sup>4)</sup>,大塚哲平<sup>18)</sup>,原 正憲<sup>19)</sup>,近田拓未<sup>20)</sup> NOZAWA Takashi<sup>1)</sup>, WATANABE Yoshiyuki<sup>1)</sup>, NAKAJIMA Motoki<sup>1)</sup>, ANDO Masami<sup>1)</sup>, KATO Taichiro<sup>1)</sup>, RUAN Xiaoyong<sup>1, 2)</sup>, KUROTAKI Hironori<sup>1)</sup>, HUANG Yen-jui<sup>1)</sup>, TANIGAWA Hiroyasu<sup>1)</sup>, KAMADA Yasuhiro<sup>3)</sup>, SHIMIZU Kazuyuki<sup>3)</sup>, OHATA Mitsuru<sup>4)</sup>, SHOJI Hiroto<sup>4)</sup>, SHIMIZU Kazuma<sup>4)</sup>, NAKATA Toshiya<sup>5)</sup>, SUZUKI Shigekazu<sup>6)</sup>, NAGASAKA Takuya<sup>7)</sup>, SHEN Jingjie<sup>7)</sup>, ITO Takamoto<sup>8)</sup>, HE Lei<sup>8)</sup>, HIYOSHI Noritake<sup>2)</sup>, FUKUMOTO Kenichi<sup>2)</sup>, MORISHITA Kazunori<sup>9)</sup>, CHEN Yuting<sup>9)</sup>, SATO Koichi<sup>10</sup>, KATO Daiji<sup>7</sup>, MIYAMOTO Mitsutaka<sup>11</sup>, IWAKIRI Hirotomo<sup>12</sup>, OKITA Taira<sup>13</sup>, KANO Sho<sup>13)</sup>, ABE Hiroaki<sup>13)</sup>, KONDO Sousuke<sup>14)</sup>, KASADA Ryuta<sup>14)</sup>, OKA Hiroshi<sup>15)</sup>, SHIBAYAMA Tamaki<sup>15)</sup>, HASHIMOTO Naoyuki<sup>15)</sup>, KOMAZAKI Shinichi<sup>10)</sup>, YUSA Noritaka<sup>14)</sup>, SAKURAI Hiroshi<sup>16</sup>, SUZUKI Kosuke<sup>16</sup>, NAKAZATO Naofumi<sup>17</sup>, KISHIMOTO Hirotatsu<sup>17</sup>, SERIZAWA Hisashi<sup>4)</sup>, MORI Hiroaki<sup>4)</sup>, OTSUKA Teppei<sup>18)</sup>, HARA Masanori<sup>19)</sup> and CHIKADA Takumi<sup>20)</sup> <sup>1)</sup>量子科学技術研究開発機構,<sup>2)</sup>福井大学,<sup>3)</sup>岩手大学,<sup>4)</sup>大阪大学,<sup>5)</sup>岐阜大学,<sup>6)</sup>福島工業高等専門学校, <sup>7)</sup>核融合科学研究所,<sup>8)</sup>立命館大学,<sup>9)</sup>京都大学,<sup>10)</sup>鹿児島大学,<sup>11)</sup>島根大学,<sup>12)</sup>琉球大学,<sup>13)</sup>東京大学, 14) 東北大学, 15) 北海道大学, 16) 群馬大学, 17) 室蘭工業大学, 18) 近畿大学, 19) 富山大学, 20) 静岡大学 (原稿受付:2023年10月3日)

本プロジェクトレビューは、核融合炉構造材料の第一候補である低放射化フェライト鋼に着目し、その研究 開発の進展と今後の展望について述べる.具体的には、原型炉に向けた材料開発の戦略を整理し、特に日欧協力 で進める幅広いアプローチ(BA)活動における核融合炉構造材料開発の概要を示す.その上で、第2章では材 料データベース・材料特性ハンドブックの整備状況と原型炉に向けた材料データ取得状況と今後の計画について 述べる.第3章では核融合中性子照射効果の予測に向けた実験的・解析的アプローチを紹介する.第4章では炉 内機器の構造設計に向けて、原型炉における負荷条件を整理した上で、原型炉固有の課題である磁場・照射影響 を主に考慮した設計ルールの導入に向けた活動を紹介する.第5章では冷却システムに着目した材料と環境因子 の関係について、高温高圧水に係る課題に対する最近の研究成果を紹介する.これらの成果を総括し、工学設計 段階を見据えた研究開発の展望について重要指針を明らかにする.

Keywords:

reduced-activation ferritic/martensitic steel, material property handbook, small specimen test technique, irradiation effect, helium and hydrogen effect, muti-scale modelling, structural design criteria, non-destructive test, corrosion, activated corrosion product, tritium retention and permeation

# 1. はじめに

我が国は核融合科学技術員会のもと、原型炉開発にお けるロードマップと、それを実現するためのアクション プランを定め、2022年には第1回中間チェックアンドレ ビューを行い、原型炉開発の工学段階移行に向けて着実 な研究開発の進展を確認したところである。最近では世 界的な核融合産業の活発化もあり、2023年には内閣府に おいてイノベーション戦略会議が立ち上がるなど,原型 炉開発の加速に向けた機運が高まっている[1-5].

このような背景のもと、炉構造材料開発戦略を改めて 俯瞰的に理解することは意義深く、具体的にはアクショ ンプランに紐づけた技術項目について、技術成熟度レベ ル(TRL)に応じた研究到達目標を整理した.原型炉段 階(第2運転開発期)をTRLの第9段階と仮定し一般定

National Institute for Quantum Science and Technology, AOMORI 039-3212, Japan

 $corresponding\ author's\ e\text{-mail:}\ nozawa.takashi@qst.go.jp$ 

義を定め(表1),その上で炉内機器の製作に係る要素技 術開発を大きく4つの項目に分類し,分析を試みた結果 を表2に示す.

材料仕様(製作性・加工性・接合性・検査性)に関す る項目では、幅広いアプローチ(BA)活動フェーズIで の最大20トン規模の大型溶解実績や接合・検査技術開発 の進展を基盤(TRL3)とし、現在は例えばITER-TBM (Test Blanket Module)開発でのコンポーネント製作に 向けた活動など、新たに定めた調達仕様案をもとにF82H 鋼の諸特性の再現性確認を目的とした溶解と部材試作を 進めている段階にある(TRL4~5).

データベース・ハンドブックに関する項目では、国際 エネルギー機関(IEA)主導で進めた国際ラウンドロビン 試験を基盤とし(TRL2),2007年から12年間に渡り実施 されたBAフェーズI活動での基本物性評価と日米HFIR 協力事業による80 dpaレベルまでの照射データ取得を 進め(TRL3),第1回中間チェックアンドレビュー項目 の「核融合と類似の中性子照射環境における試験に供す る材料の確定」を達成した.現在は、核融合中性子照射 効果発現条件までの設計対応データの取得を進めている (TRL4).この段階では統計的信頼性を備えたデータベー ス整備とともに、実機を想定した施工法に基づく溶接部

表1 核融合炉構造材料の技術成熟度レベルの一般定義.

			核融合炉構造材料の実用化における一般定義			
TRL			(一般的なTRL定義を核融合炉構造材料の観点で記述)			
		9	原型炉材料について、その技術固有の属性 (attribute) に基づく技術開発			
	/// 0 1024-88 20 HD		により、最終的に定められた原型炉利用条件に基づく、原型炉での利用			
	第2運転開発期		目標寿命までのクーボンの核融合中性子照射試験、炉内実環境実証(損傷			
			蓄積評価)の完了			
原	第1運転開発期		<u>最終的に定められた原型炉利用条件の証明</u>			
型炉段階		8	(核融合中性子照射、及び、原型炉運転、構造健全性評価、規制基準等の			
			最終確認)			
			核融合中性子効果発現臨界条件までのクーボンの核融合中性子照射試験に			
			よる照射データ検証、低線量範囲の炉内実環境実証(損傷蓄積評価)			
	設計製作・製作	7	原型炉炉内機器の製作設計の完成			
			原型炉技術としての設計妥当性の検証(原型炉部材を用いた実規模炉内機			
			器製造、原型炉部材の低線量範囲でのクーボンの核融合中性子照射試験に			
			よる信頼性確認、炉内機器の実環境試験(<1dpa))			
		6	原型炉候補技術の最終選定			
			同等の原型炉部材の性能検証(原型炉条件での照射性能)、等による)			
			原型炉部材の製作設計を可能とする規格や規制基準の確立、並びに、炉設			
	工学技術の証明		計、運転、構造健全性評価手法の確立			
		- 5	原型炉部材製造と設計技術の確立と検証			
т			(コンボーネントレベルでの原型炉部材製造、構造要素レベルでの原子炉			
学			照射等による実証)			
実			設計対応データベースの整備			
STF 1	工学技術として の開発		原型炉部材の規格や規制基準ガイドラインの策定、並びに、炉設計、運			
段			転、構造健全性評価手法等の検討			
階		4	原型 仮部材の設計パラメータの確立			
			工学規模で実用化可能な技術に基づく原型炉部材製作性の確認 データ			
			ベース/材料特性ハンドブック(非昭射)の整備 其本構造要素(板)の			
			昭射データベースの整備 クーポン昭射討陸による製作・接合技術の概今			
			11317 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2			
			へ… 現行の相核や相制其進に対する理題解決等の検討 並びに 現行の振設			
			現1の尻倍で尻利塞竿に対する床固胖大束の役割、並びに、尻10の炉設 見 演転 接法体合計で毎年11年に開きる理解的決策の検討			
			1)、単純、傅垣健主は計画ナ広寺に関りる跡超解広東の(快) はなの工営ルで必要な問題理事を開発日標の明確化を実用ルが達成可能な			
	フィージビリ ティの証明	3	(以前のエナにて必要な用光課題と用光目標の明確化と美用化が連成可能な) 範囲(上間)の転用			
			11011101101010000000000000000000000000			
			(非常引起版、加速報・示」が常引起版、示主が同りの表現決測起版子) 両刑行材料、技術の道】にお用する 現行の担核が担制其準 結果性 運			
			原生が初村・扨前の等人に起因する、死日の死借で死前基準、が設計、運  「			
原			転、倆垣健王汪計画于法寺に関する里安課題(Showsloppen医備)の腐略影 総証在し報告集の会社			
理			書計画と解決束の快討 まれたにまって、 原則伝伝接け料 は彼の、 物理学			
実						
証段階		2	<u> 材料・技術の実現範囲や週用範囲の明確化</u> ( 一) ( 一)			
			(材料特性スクリーーンク試験、基本構造要素の製造模擬試験、現行解析			
	要素技術の提案 と調査		于法による各種 ア 個所 析、 技術 オノンヨンの 調査 寺による) 四 に の 思想 、 共進 に た こ ス 影響 の 絶計			
			現11の現合・墨平に与える影響の使剤			
			これりに奉つさ、 <u></u> 政節的なSNOWSTOPPErかないことの唯認			
		1	基本原理の調査に基づく、 <u>原型炉材料・技術の候補概念の提案</u>			
1	1	1				

#### のデータ整備が課題である.

核融合中性子照射効果モデリング・シミュレーション に関する項目では、BA活動を中心に継続的な検討を行い、 照射場相関、核変換ヘリウム/水素効果の検討に加え、体 積膨張(スエリング)の予測を具体的な目標に据え、モ デリングの改良を中心に研究開発を進めている(TRL4).

規格・基準に関する項目では、構造健全性評価のため の多軸負荷による寿命評価, 脆性/延性破壊評価の検討が 課題である.また, ITER-TBM 計画では仏国規制に基づ くマテリアルファイルの整備を開始しており, F82H 鋼 の標準化に向けて重要な経験の場となる.さらに、微小 試験片技術については, IAEA 事業において国際ガイドラ イン策定が進む.いずれの場合も、外部有識者を交えて、 早期に規格化・標準化に向けた議論に着手(TRL4) する 必要がある.

2026年頃に予定される第2回中間チェックアンドレ ビューを目前にして、原型炉工学設計段階に移行するに は核融合原型炉の炉内機器の構造設計の基盤技術の確立 は急務である. そのため、第一に既存の設計コードを基 盤に、核融合中性子スペクトル下の高照射構造物に適用 するために拡張・改良することが有効なアプローチとな る. 既存のコードの枠組みは、核分裂炉における長期的 な経験や、異なる材料に基づくものであることから、核 融合炉炉内機器の構造設計ルールを確立するには、核融 合環境で材料を使用した経験やフィードバックなしに新 たな設計コードの開発を進めなければならない. そのた め,明確な戦略と強力な国際協力が必須である.そこで, BAフェーズ Ⅱ活動では、日欧共通の課題である原型炉設 計ルールの技術指針の提示を主目標に、関連する材料特 性ハンドブック整備やモデリング・シミュレーション開 発が展開する.

#### 1.1 幅広いアプローチ活動における研究開発

BA活動フェーズⅡにおける研究開発では、フェーズⅡ 活動を発展的に延長する形で、2020年からタスク1:ト リチウム技術、タスク2:核融合原型炉炉内構造物の構造 材料開発、タスク3:ブランケット機能材料の照射研究、 タスク4:材料腐食データベース開発の4つの活動に再 編し、展開している、以下、構造材料課題であるタスク2 と4について概要を記す。

#### 1.1.1 核融合原型炉炉内構造物の構造材料開発

本タスクでは、材料ファイル(低放射化フェライト鋼, タングステン材料、クロムジルコニウム銅合金を主対象) の整備と核融合中性子照射効果の予測のためのモデリン グ・シミュレーション開発を進めている.これらの基盤 情報をもとに、構造設計ルールの検討を進め、ここでは 従来の決定論的な設計手法と並行して、確率論的な設計 手法も検討されている.両方の設計手法を考慮して、核 融合中性子照射効果を正確に推定するための照射データ ベースとそれぞれの手法を開発する.開発したデータ、 設計手法、構造設計ルールの全セットの適格性と妥当性 を確認するために、日欧双方が海外炉を利用した中性子

## 表2 核融合炉構造材料の技術成熟度レベルにおける到達目標と開発現状の分析例(青色:一部の課題に着手,オレンジ色:検討が進展し 重要な知見を獲得,緑色:完了).

尾性	材料仕様(製作性・加工性・接合性・絵香性)	データベース・ハンドブック	核融合由性子昭射効果モデリング・シミュレーション	相炊・其准
アクショ ンプラン 項目	・原型炉に要求される材料スペックの明確化、技術仕様の 提示 ・大量製造技術の確立 ・ブランケット構造体製作技術の確立 ・炉内機器品質管理・保全技術の概念実証 ・炉内機器製作・加工・接合・検査技術の検証	・コールド試験による接合被覆部・環境影響データ取得 ・複合環境での構造量全性検証 ・原子炉による80dpa照射データの取得 ・原子炉による重限制データの検証 ・原子炉による重限型炉設計照射データベース整備 ・簡易構造体照射試験 ・接合被覆部・環境影響に関する照射データ取得	・He影響の理解の進展、核融合中性子照射影響の解明、 照射劣化モデルの構築	<ul> <li>・微小試験片技術の信頼性評価・ガイドライン策定</li> <li>・微小試験片技術規格化</li> <li>・照射効果を踏まえた構造設計基準の在り方を提示</li> <li>・照射効果を踏まえた構造設計基準の策定</li> <li>・材料規格化に向けた学協会活動</li> </ul>
TRL9	(a) 核融合炉部材が商業用に量産可能な状態にあること。	(a) 核融合中性子源照射試験により、目標寿命までの照射 データの取得が完了していること。	(a) 核融合中性子照射試験結果をもとに、目標寿命までの ヘリウム効果予測の検証に見通しを得ていること。	<ul> <li>(a) 炉内実環境実証(損傷蓄積評価)が完了していること。</li> <li>(b) 原型炉材料の規格・基準に従って、商用材料の審査、 検査が実施可能な状態にあること。</li> </ul>
TRL8	<ul> <li>(a)第2運転開発期のための原型炉部材が製造されること。</li> <li>(b)実製造ラインでの量産技術が確立されること。</li> </ul>	(a) 核融合中性子源照射試験により、核融合中性子照射効果発現職界条件までの照射試験が完了し、基盤データの取得が完了していること。	(a)核融合中性子照射試験結果をもとに、核融合中性子照射試験結果をもとに、核融合中性子照射効果発現臨界条件までのヘリウム効果予測の検証に見通しを得ていること。	<ul> <li>(a) 低線量範囲の炉内実環境実証(損傷蓄積評価)が完了していること。</li> <li>(b) 第2運転開発期の許認可が完了していること。</li> </ul>
TRL7	<ul> <li>(a) 第1運転開発期のための原型炉部材が製造されること。</li> <li>(b) フルスケール製造技術が確立されること。</li> </ul>	(a) 核融合中性子照射試験により、低線量範囲でのクーポ ンの照射試験が完了し、基盤データの取得が完了している こと。 (b) 核融合中性子照射試験により、母村部・接合部の照射 活動腐食に関する基盤データの取得が完了していること。 (c) 核融合中性子照射試験により、簡易構造体での照射試 軟が完了していること。	(a) 核融合中性子照射試験結果をもとに、低線量範囲での ヘリウム効果予測の検証に見通しを得ていること。	(a)第1運転開発期の許認可が完了していること。 (b)第2運転開発期に向けて、構造設計基準の更新がなされ、核融合中性子照射試験により照射構造体設計の検証に見通しを得ていること。 (c)第2運転開発期に向けて、ACP評価コードの改良がなされ、核融合中性子原照射試験によりACPコードの検証に見通しを得ていること。
TRL6	(a) モックアップ製造技術が確立されること。	(a) 原子炉照射試験により、炉内機器要素の拘束部の照射 健全性評価のための基盤データの取得が完了しているこ と。 (b) モックアップ試験により、類似環境(高磁場・原子炉 照射環境)での健全性評価のための基盤データの取得が完 了していること。	(a) 原型炉内負荷や材料強度の統計分布(パラツキ)を考 慮した確率論的構造解析モデルを開発し、原型炉内負荷環 境下における材料健全性の確率論的評価の体系化が完了し ていること。 (b) 簡易構造体について、ヘリウム効果予測が可能な状態 にあること。	(a)許認可に係る基準が確立していること。 (b)材料規格が完成し、用途に応じた材料の調達が可能な 状態にあること。 (c)微小試験片技術標準が完成し、原子炉照射試験による 検証試験が完了していること。 (d)構造設計基準が完成し、原子炉照射試験により照射構 造体設計の検証に見通しを得ていること。 (e)原型炉材料に係る評価コードが確立されていること。 ACPコードの検証に見通しを得ていること。
TRL5	(a) コンポーネント製造技術が確立されること。	(a) 原子炉照射試験により、接合部を含む中性子照射効果 に関する核融合中性子発現臨界条件までの設計データ(統 計データ)の取得が完了していること。 (b) 原子炉照射試験により、母材部・接合部の材料寿命に 関する設計データの取得が完了していること。 (c) 原子炉照射試験により、母材部・接合部の照射下流動 腐食に関する設計データの取得が完了していること。	(a) 多結晶における照射欠陥・転位相互作用メカニズムの 解明が進み、核融合中性子発現臨界条件が提示されている こと。 (b) 炉内機器要素について、ヘリウム効果予測が可能な状 態にあること。	(a) 規制ガイドラインが策定されていること。 (b) 調連仕様案をもとに、用途に応じた材料規格案が完成していること。 (b) 微小試験片技術について、要素技術開発を通じてガイドラインが完成し、標準化に向けた議論が開始していること。 (c) 構造設計基準の初案が完成し、非照射でのコード検証を経て構造設計が可能な状態にあること。 (d) ACP評価コードの初案が完成し、非照射でのコード検証を経てACP評価が可能な状態にあること。
TRL4	(a) 調達仕様案を検討し、受入基準が定まっていること。 (b) 接合・被覆仕様案を検討し、受入基準が定まっていること。 (c) 数十トン規模の溶解により、仕様を満足する品質管理に見通しを得ていること。 (d) 部材の実構造規模での試作により、仕様を満足する品質管理に見通しを得ていること。 (e) 数トン規模の溶接材料(ロッド・ワイヤ)の試作により、仕様を満足する品質管理に見通しを得ていること。 (f) 溶接性確認試験により、実施工のための溶接施工要領案が定まっていること。 (g) 原型炉用非破壊検査技術に見通しが得られていること、技術の数り込みができていること。	(a) 原子炉照射試験により、主に母村部の中性子照射効果 に関する核融合中性子発現臨界条件までの設計データ(統 計データ)の取得が完了していること。 (b) 原子炉照射による80dpaまでの重照射データの検証が 完了していること。 (c) 冷却水との共存性試験により、原型炉水化学仕様を検 討し、管理基準が定まっていること。	(a) ミクロ組織レベルでの照射場相関の理論的体系化、ミクロ組織データに基づく体積スエリング挙動の理論的体系 化及び単結晶における照射欠陥・転位相互作用メカニズム の解明が進み、核融合中性子発現臨界条件が提示されてい ること。 (b) 複合イオン照射や原子炉照射により、微細組織発達に 伴う体積スエリング及び微小領域強度特性へのヘリウム (水素)効果に着目し、核融合中性子照射効果発現臨界条 件予測のためのデータ取集が完了していること。 (c) ミクロン・サブミリ・ミリサイズでの引張強度に影響す る因子が明らかになり、ミクロンサイズでの強度予測が可能な状態にあること。	(a) 規制ガイドラインの検討が開始していること。 (d) 原型炉の負荷条件を明らかにしたうえで、要素技術開発を通じて、構造健全は評価を実施し、照対効果を踏まえた構造設計基準の確立に向けた議論が開始していること。 (a) ACP量の簡易評価が完了し、原型炉固有の事象を考慮したモデルの検討が開始していること。
TRL3	<ul> <li>(a) 照射試験に供試可能な試験片が製造されていること。</li> <li>(b) 炉外試験に供試可能な構造要素試験片が製造されていること。</li> <li>(c) 部材加工・接合(所定の寸法への加工、溶接等)に関するデータが取得されていること。</li> <li>(d) 原型炉開発に向けた課題が抽出されていること。</li> </ul>	(a)原子炉でのクーボン照射試験により、基礎的な照射 データが取得されていること。 (b)構造要素の炉入試験により、原型炉の性能評価に必要 な材料特性データが取得されていること。 (c)構造健全性評価ツール(原略評価ができる解析コード)が開発されていること。 (d)原子炉照射データを80dpaレベルまで取得し、核融合 と類似の中性子照射環境における試験に供する材料が確定 していること。 (e)工学実証段階の開発課題の明確化がなされていること。	<ul> <li>(a) 核融合中性子照射効果モデリング・シミュレーション コードの開発課題の時確化がなされていること。</li> <li>(b) 核融合中性子照射効果モデリング・シミュレーション 開発のための模擬照射データの取得・整備がなされている こと。</li> </ul>	(a) 規制基準の検討に必要な試験の実施॥(照射特性試験)
TRL2	(a) 材料特性試験に必要な試験片が製造されていること。 (b) 製造性(加工性)に関するデータが取得されていること。 (c)上記データに基づいて、原型炉部材製造への影響評価が実施されていること。	<ul> <li>(a) 材料特性試験が実施され、基礎的な物性データが取得 されていること。</li> <li>(b) 上記データに基づいて、原型炉設計への影響評価が実 施されていること。</li> <li>(c) 技術オブションの評価が実施されていること。</li> </ul>	<ul> <li>(a) 現行モデリング・シミュレーションコードにより、照射影響・構造健全性への影響が評価されていること。</li> <li>(b) モデリング・シミュレーションに係る物性データが取得・整備されていること。</li> <li>(c) 技術オブションの評価が実施されていること。</li> </ul>	<ul> <li>(a) 規制基準の検討に必要な試験項目の抽出と試験計画の 立案</li> <li>(b) 規制基準の検討に必要な試験の実施 ( 材料特性試験)</li> </ul>
TRL1	<ul> <li>(a) 既存知見に基づいて、原型炉部材の製造性に関する概 略的な影響評価が行われていること。</li> <li>(b) 候懇願念に特有の属性が明確化され、製造に関する開 発課題の抽出が実施されていること。</li> </ul>	(a) 既存知見に基づいて、原理的に可能な原型炉部材の概 念が提案されていること。 (b) 候補暖念に特有の属性が明確化され、原型炉設計に関 する開発課題の抽出が実施されていること。	<ul> <li>(a) 文献レビューにより候補材の基礎的な材料特性が把握 されていること。</li> <li>(b) 原型炉での材料挙動の照射影響に関する概略評価 が行 われていること。</li> <li>(c) 開発課題の抽出が実施されていること。</li> </ul>	(a)現行の火力または原子炉設計規格の原型炉への適用性 評価 (b)現行の構造健全性評価に関する規格・基準の原型炉へ の適用性評価 (c)開発課題の抽出

照射試験を進めている.

核融合原型炉炉内構造物の構造材料開発は,具体的には,以下の4つのサブ活動で構成される(図1). サブタスク2-1:低放射化フェライト鋼の照射データベー

# スと材料特性ハンドブックの整備

照射実験とデータ統計解析により、日欧それぞれ が開発を進める低放射化フェライト鋼(F82H及び EUROFER97)の照射特性を含む材料データベース整備



を進め,同材料の統合材料特性ハンドブックを整備する 計画である.関連して,照射後試験のための微小試験片 技術のガイドラインの検討を進める.

サブタスク2-2:ダイバータベースライン材料の照射デー タベースと材料特性ハンドブックの整備

ベースラインタングステン材料と銅合金の特性評価を 進め,原型炉設計のための日欧共通の材料特性ハンドブッ クの整備を進める.

<u>サブタスク2-3:原型炉の中性子照射データベースと材料</u> 特性ハンドブックの検証に向けた材料モデリング

核分裂中性子やトリプルイオン照射などの他の模擬照 射実験と組み合わせたモデル化・シミュレーション研究 により,核融合中性子照射効果を扱う方法論の提示を目 的とする.具体的には,寸法安定性(スエリング)に対 する照射効果を定量的かつ統計的に記述し,モデル化・ シミュレーションのための共通データベースを開発し, 核融合中性子照射条件の検証のための準備を進める. サブタスク2-4:原型炉用構造設計ルールの開発

炉内材料に必要な解析手法や構造設計基準に関する共 通の技術指針を開発する.具体的には、サブタスク2-1~ 2-3の成果に基づいて、コード開発、炉内設計基準、材料 限界データに関する共通の戦略やアプローチの提案を目 指す.

## 1.1.2 材料腐食データベース開発

水冷式セラミックス増殖ブランケット方式は、日本の 原型炉の主要なオプションである.これに対し、液体金 属システムは、より高度な機能を発揮し、欧州では有望 なオプションの一つと位置づけられている.このシステ ムでは、冷却材として水、増殖材として液体リチウム鉛 の2種類の流体が使用される.また、ダイバータシステ ムでは、ブランケットシステムと同様に水冷チャンネル が必要である.このため、原型炉材料と高温高圧水や液 体リチウム鉛金属との共存性の理解が必須となる.また、 原型炉に固有の環境(例えば強磁場、トリチウム、中性 子照射など)の影響評価が重要課題として挙げられる. また、材料・熱流体中での腐食生成物やトリチウムの挙 動を明らかにすることは、系内の放射性物質の移行に関 する理解につながり、最終的には安全評価に資する.

材料腐食データベース開発は、具体的には、以下の2 つのサブ活動で構成される(図2).

サブタスク4-1:材料腐食ハンドブック開発

原型炉環境(主に磁場と照射)が腐食プロセスに与え



る影響,流況が腐食プロセスに与える影響,冷却材の化 学的条件が腐食プロセスに与える影響についての数値的 及び実験的調査を中心に進める.また,構造材料の腐食 後試験や腐食生成物の特性評価を補完し,腐食・侵食に 関する基盤ハンドブックの整備を目的とする.この課題 では,低放射化フェライト鋼を用いた水冷システム(日 欧共通課題)と液体リチウム鉛増殖システム(欧州課題) が対象となる.また,水冷システムのダイバータ材料の選 択肢の1つとして銅合金の腐食課題についても取り扱う. サブタスク4-2:放射性腐食生成物評価モデル開発

安全評価の一環として,材料中や冷却材中の腐食生成 物とその挙動を評価する.特に腐食生成物やトリチウム の物質移行を評価し,系内の放射性腐食生成物の化学形 態と量を推定するための基本モデルを提案する.

# 2.低放射化フェライト鋼F82Hのデータベース/ ハンドブック整備

低放射化フェライト鋼は、原型炉の主要構造材料であ り、日本ではF82H鋼、欧州ではEUROFER97鋼の開発 が進む. BAフェーズ I 活動では、これらの基本特性を評 価し[6-8],得られた成果に基づき、日本[9]と欧州[10] で材料特性ハンドブック(主に非照射特性)の骨子の整 備が進められた.次の段階では、核融合中性子照射によ る特性変化を十分に評価する必要があり、原子炉照射デー タを統合し、最終的には低放射化フェライト鋼に対する 核融合中性子照射影響の検証のための試験計画に反映さ せることが重要である.

核融合原型炉の炉内構造物の設計には、照射による材 料特性の変化が無視できない. そのため, 核融合中性子 照射による特性変化データベースを整備することが求め られる. しかしながらA-FNS[11]やIFMIF-DONES[12] などの核融合中性子照射場は開発の途上であり、今後少 なくとも10年間は利用できない. そこで、将来得られる 核融合中性子照射データをベイズ更新で段階的に置き換 えていくことを前提として、原型炉の初期の運転におい ては、核融合中性子特有の影響がほとんど有意でない範 囲で原子炉照射データを活用することが考えられている. この考えのもとにおいては、データの統計分析に基づく 信頼性評価が必須である. つまり、材料特性を確率密度 関数で定義することで,材料が元来有する不確実性を設 計に反映させることである. これは第4章で述べる確率 論的破壊力学における重要な入力データとなり、炉内機 器の故障の有無と仮に発生する場合の発生頻度を評価す ることに活用される.

将来の核融合中性子照射を含め、現在利用可能な原子 炉照射では、照射容積の厳しい制約から微小試験片を用 いた強度試験が唯一の解決策となる[13-16].核融合構造 材料研究のための微小引張試験法は1980年代半ばに設計・ 検討が開始され[17,18],試験片サイズ効果などの最適化 検討が進められてきた[19-22].これらの知見に基づき, Luconは2014年に初めて微小試験片技術の一般手順と重 要課題をまとめた[23].このレビューでは、1)試験片の グリップ法の検討と取り付けによって誘発されるあらゆ る外的変形の回避,2)非接触型伸び計の開発,3)微小 試験片を用いた場合の合理的な最小引張試験数の決定の 重要性が特に取り上げられ,これらの課題は今もなおよ く議論される.しかし,統一されたガイドラインは依然 としてなく,微小試験片技術の標準化は,原型炉の設計 に高い信頼性を与えるためにも非常に重要な課題として 認識される.

本サブタスクの目的は,F82H鋼とEUROFER97鋼を 主対象に,材料仕様,物理的及び機械的特性評価に焦点 を当て,日欧で共通の基盤ハンドブックを作成すること である.並行して,試験データの統計解析を進め,確率 論的設計手法に使用する物性の確率関数を特定すること である.また,微小試験片法の標準化に向けた検討を着 実に進めることである.

## 2.1 材料特性ハンドブック整備の現状と課題

核融合機器が強磁場環境で使用されることを考慮する と,熱膨張係数,熱伝導率,密度,弾性定数などの熱物 性に加えて,電磁気特性(照射影響評価を含む)も構造 設計の重要なパラメータとして特定する必要がある.

機械的特性については,例えば仏国の構造設計規格で あるRCC-MRxでは、照射データは膜応力として設計に 反映され、機械的特性は主に引張試験データに基づいて まとめられている. また, 仏国の原子力圧力容器規制 (ESPN) に該当する機器であれば、延性の確保が構造設 計において重要であり, 脆性-延性遷移温度は重要な指標 の一つとして注目されている. このような観点から, 引 張(設計強度としてS<sub>m</sub>とS)と破壊靭性データの拡充が 第一に重要である。特に、照射による延性の低下は、最 大許容ひずみを決定する上で重要な問題である. さらに, 照射損傷の無視できる範囲や最大許容値を決定するため には、様々な特性の挙動を広く理解することが重要であ る. 具体的には、疲労試験、クリープ試験、クリープ疲 労試験などは時間がかかるため、体系的にデータ整備す る必要があり、BA活動においても開始当初から継続的に 評価を進めている.

一方,照射データは数が限られるため,F82H鋼や EUROFER97鋼の試験情報を統合することは、より本質 的な材料挙動を特定するために有効なアプローチであり、 BAフェーズⅡ活動の出口目標として掲げている。

## 2.1.1 物理的特性

F82H鋼は強磁性体であり、その磁気特性の把握は、 通常運転時に働くマクスウェル力やプラズマディスラプ ション時に負荷されるローレンツ力といった電磁力負荷 に対する健全性評価において重要である。開発当初から 物理的特性の評価は進められている[24]ものの、使用温 度の高温領域での磁化特性の把握はこれまで十分でなく、 さらに中性子の照射効果と重畳された研究例はほとんど ない.

磁気特性に及ぼす中性子照射効果を評価するために, 新たに微小試験片を用いた試料振動型磁力計(VSM)方 式の計測装置を開発した(図3).中性子照射材(照射温 度:290℃,はじき出し損傷量:0.05 dpa)の小型試験片 (約4 mm×2 mm×0.34 mm)を用いて,F82H鋼の磁気 特性に及ぼす中性子照射影響評価を初めて実現した.初 期評価の結果から,低線量では有意な照射影響がないこ とを確認しており,重照射での影響評価が今後の課題と なる.

## 2.1.2 機械的特性

非照射データを中心に、2021年のNuclear Fusion誌に 最新の情報を公開している[25].この時点からの進展とし て、設計用クリープ線図の更新を一例として紹介する。約 25年に及ぶ単軸クリープ破断試験が完了し、限られたク リープデータではあるものの実データを根拠に、これまで の外挿による予測ではなく、内挿による高い信頼性を備え た低放射化フェライト鋼の20万時間までの設計用クリー プ線図を世界で初めて得たのが大きな進展である(図4). 本線図から、幅広い温度の寿命予測が可能となり、具体 的には設計裕度が従来の約10倍に拡張することができた.

照射データベースについては、新たに20t規模の大量 溶解技術により作製したF82H鋼(BA12ヒート)の試験 結果を更新した(図5).従来材と同等の照射挙動を特定 し、ヒートによらないデータの良い再現性を確認してい る.また、中性子照射後の微細組織に関するデータを加 え、例えば核変換生成Mnによる転位ループ形成に関する 新たな知見を得る[26]など、照射挙動の理解が着実に進 んでいる.最近では、タングステン不活性ガス(TIG)溶 接や電子ビーム(EB)溶接の照射データ取得(照射温度



図3 試料加熱ホルダーを装着した高温計測が可能な VSM 装置 の試作機.



300℃,はじき出し損傷量:20~50 dpa)に着手している.

F82H鋼の破壊靭性データの多くは、0℃以下の温度で 実施した靭性試験により得られたJ積分から導き出された 弾塑性相当応力拡大係数KJCを用いて、マスターカーブ法 により得られたものであった。例えば、300℃で照射した F82H-IEA鋼のマスターカーブ[27]をもとに、照射後の靭 性データの推定を行っている。また最近では、破壊靭性 の確率分布を評価する試みがある(図6)[28].本データ は4.1.4節で示す確率論的破壊力学による構造健全性評価 の入力情報として活用されている。

## 2.2 統計解析による信頼性評価

構造物の設計に広く採用される決定論的アプローチで は、安全係数を導入することによって構造物の設計限界 を体系的に(あるいは多くの場合経験的に)評価する. しかし、構造物は実際の環境下で様々な荷重を受けるた め、決定論的アプローチでは過度に安全な評価を与える 可能性があり、必ずしも適切とは言えない.そこで、最 近では材料強度分布を取り入れたより厳密な確率論的ア プローチによる構造設計が主流となっている.具体的な 設計基準を決定するためには、材料強度の確率密度関数 が基本的な入力情報となる.

## 2.2.1 統計データ整備の基本的考え方

確率論的アプローチにおいて,主要設計パラメータの 照射前後の統計的性質を明らかにすることは,第一に重



 $K_{IO}$  (MPa $\sqrt{m}$ ) @RT : for 0dpa

図 6 300℃で照射した F82H 鋼の1 T 調整後の K<sub>JC</sub> と未照射材の K<sub>JQ</sub> の確率密度分布[28].

要である.この面では、まず一般的なアプローチに従っ て、材料データをどのような確率関数で記述するかを明 らかにすることが有効である. 材料データは、主にバッ チ内またはバッチ間の材料の不均一性によって、あるレ ベルの分散を示すことはよく知られた事実である. 材料 規格はこの曖昧さを最小限にするために定義され、例え ば最小強度は統計的に適格なデータ量に基づき95%の信 頼区間で定義される. つまり, 確率論的アプローチによ る構造設計で使用する確率は95%信頼区間外の確率であ り,かなり低い(10-5のオーダー以下)ので,確率分布 の下側データの信頼性が重要となる.しかし.多くの場合. ある照射条件(照射量と照射温度)に対する核融合材料 の既存の照射データの数は、1~3点に限られることが一 般的であり、このようなデータ数では、データの平均が 母集団の平均と同じであることを期待することはできな い. また, 照射後のデータの多くは脆化により分散が大 きくなる傾向があるため、照射データの分布が正規であ ると仮定するのは危険である.そのため、非正規分布を 想定したばらつきの性質を理解することは、最初の重要 な課題である、このような曖昧さは、構造物にかかる想 定荷重が小さく、目標とする破損確率が大きい場合には 許容されるかもしれないが、ほとんどの場合はより厳し い条件が課される。より具体的には、統計解析に必要な データ数は、スチューデントt分布の自由度による変化を

考慮すると5個が最小となるが,分布がワイブル分布で あることが判明した場合には,より多くのデータ数が一 般的には必要となる.

核融合中性子照射場の利用はA-FNSやIFMIF-DONES が建設されるまで実現しないので、照射構造の設計ルー ルにはまず原子炉のデータを利用する必要がある.これ が原型炉の早期実現に向けたもう一つの課題である. し かし、原子炉では照射機会が非常に限られており、また 照射実験に膨大な時間がかかるため、得られるデータは 極めて限られる. つまり, 系統的で豊富なデータ取得は そもそも困難である. そのため、当初は少ない既存デー タから統計的特性を予測しなければならないという大き な課題がある.本課題の解決には、限られた照射データ を用いて、データモデルによる推論で低照射量の原子炉 照射材データから高照射量含めた原子炉照射材の全貌を 予測することである.そして,核融合中性子照射のデー タで段階的に置き換えることである. ここでは、そのた めの有力な手法として、近年再注目されているベイズ統 計モデリングによるアプローチが挙げられる[7]. この場 合,ベイズ法と古典的なアプローチとの比較は,その有 用性を確認する上で重要である.また、欠損データの推 定という観点からも、ブートストラップ法の応用が想定 される.

## 2.2.2 ベイズ推計による照射データの予測

本研究は、モンテカルロシミュレーションに基づくべ イズ推計に着目し、統計的信頼性を考慮した材料基準値 の決定に係る手法とその有効性について検討した.具体 的には、照射による材料特性分布の変化を表す統計パラ メータの線量依存性を推定するため,例えば引張試験に おける0.2%耐力と全伸びが「正規分布」に従う場合と「ワ イブル分布」に従う場合を想定し、さらに、それぞれの 統計モデルの指標が照射損傷量(dpa)の「べき乗」また は「対数」の関数で表現できるものとしてモデルを仮定し, 分析モデルの妥当性を評価した.例えば、300℃で照射さ れたF82H鋼の引張特性の照射損傷量依存性と95%ベイ ズ推計予測範囲の解析結果(図7)によると、0.2%耐力 では「正規分布」により良い予測が得られた一方で、全 伸びデータの分布は「正規分布」と「ワイブル分布」の 両モデルで同等の基準を与え得ることが明らかとなった. また、0.2%耐力と全伸びともに、統計パラメータの照射 量依存性を表す関数モデルとしては,「べき乗則」が良い 予測を与えることが明らかとなるなど重要な知見を得て いる.得られた知見に基づき、異なる材料パラメータに 対してロバストな推定モデルを設定することが次の課題 である.

# 2.3 照射特性評価のための微小試験片技術

原型炉に向けて、工学データを得るための微小試験片 の開発は重要な課題であり、国際原子力機関(IAEA)が 主導する共同研究プロジェクト(フェーズI:2016-2022, フェーズII:2023-2026)では、核融合応用のための微小 試験片試験技術の標準化を支援する取り組みが実施され



図 7 F82H 鋼の0.2% 耐力と全伸びの照射損傷量依存性と95% ベイズ推定区間の解析例.

ている.具体的には、引張、クリープ、低サイクル疲労、 破壊靭性、疲労き裂進展の5つの試験法について、ラウ ンドロビン試験による信頼性解析とホットセル技術を含 む試験ガイドラインの作成を目標としている.また最近 では、微小試験片の使用に関連するASTMインターナショ ナル規格E8/E8M-22金属材料の引張試験に関する標準試 験方法に新しい付属書を含めるための新しい活動が開始 されるなど議論が活発化している.BAフェーズII活動で は、上記の活動と密接に連携し、要素技術開発を着実に 進めるとともに、多軸クリープ試験などの新しい技術に ついても検討を進めている.

# 2.3.1 微小試験片を用いた引張真応カー真ひずみ曲線の 評価

真応力-真ひずみ曲線は、構造物の設計・解析の基本 情報である.通常、丸棒試験片の引張試験を実施し、試 験片のくびれ発生以降の曲率半径を用いてBridgmanの 式から真応力-真ひずみ曲線を導出する.本研究では画 像処理によって試験片の輪郭部を抽出し、数値化するプ ログラムを開発し、くびれ部の曲率半径を非接触で高精 度に計測することを達成している.これまで解析を行う 作業者の曲率半径の読み取りによる不確実性が少なから ず結果に影響を及ぼしていたが、本プログラムを導入す ることで高い信頼性を備えたデータを得ることが可能と

#### なっている.

一方、原子炉照射試験では、温度制御性や照射容積の 制約などから、丸棒試験片の代わりに平板試験片を使用 することが多い. 平板試験片では, 丸棒試験片と異なり, くびれ後の変形は軸対象ではなく不均一であるため、実 験的に真応力 – 真ひずみ曲線を得るには、困難を伴う. この課題に対処するため、微小平板試験片の最小断面積 と曲率半径をレーザープロファイラによりリアルタイム で測定する手法を考案し、標準試験片と同等の品質のデー タを実験的に得ることに成功している(図8)[29].また. くびれ部の変形挙動の測定が難しい場合でも、有限要素 法 (FEM) の逆解析による真応力 – 真ひずみ曲線導出が 有効かつ効率的であり、検討が進む(図9).例えば、微 小平板試験片について、破面の断面収縮率より破断時の 真応力と真ひずみを評価するとともに,丸棒試験片で評 価した応力3軸度により真応力の補正を行い、これらを 材料特性として逆 FEM 解析を実施した結果, FEM 内で 再現された公称応力-公称ひずみ特性が実験結果と比較 的よく一致することを確認した.近年のデジタル画像相 関法の導入もあり、非接触で高精度な公称応力 - 公称ひ ずみ曲線の実験的計測が可能[30]となり、中性子照射材 に対しても比較的簡便に真応力 – 真ひずみ曲線の評価が 可能となっている.

## 2.3.2 微小試験片を用いた破壊靭性の評価

微小サイズ試験片を用いた破壊靭性評価の検討では、 最小で板厚1mm程度の微小サイズ試験片を想定して材 料の加工効果の影響も加味しながら十分な塑性拘束が保 持できる靭性レベル(塑性拘束の保持要件)と有効板厚 を考慮した靭性の寸法効果補正(板厚効果補正)のあ り方を弾塑性FEM解析の結果から回帰的に定めること を提案している.低放射化フェライト鋼(F82H-BA07 とEUROFER97)を対象に、微小サイズ試験片(板厚 1.65 mm)を用いて-165℃にて実施した破壊靭性試験の 結果に本手法を適用することで、1Tサイズ試験片相当の 靭性の温度依存性マスターカーブを決定し、さらに標準 サイズの試験結果(試験温度-120℃)と比較を行うこと



図8 レーザープロファイラによる微小平板試験片の最小断面積 と曲率半径のリアルタイム測定の様子[29].

で,解析手法の妥当性について検証を進めている.その 結果,当該温度において試験結果は良く一致したことか ら,新たに提案した微小サイズ試験片を用いた手法によ る破壊靭性評価の有用性を明らかにしている(図10).

# 2.3.3 微小試験片を用いた寿命特性の評価

ー軸クリープ試験における検討では、例えばSS-J型 (ゲージ長さ5mm,幅1.2mm)の微小試験片を対象に、







図10 微小サイズ及び標準サイズ試験片より求めた1Tサイズ試 験片相当の破壊靭性値の比較.

厚さを0.14 mmから1.2 mmまで変えた場合におけるク リープ破断時間に及ぼす試験片サイズ効果の評価を進め ている.これまでに、550℃と650℃でのクリープ試験から、 SS-J 試験片のゲージ厚さの減少に伴って破断時間が減少 する傾向にあること、標準片はSS-J 試験片よりも破断時 間が短くなることなど重要な知見を得つつある.表面酸 化による変形促進効果など、現在、詳細なメカニズムの 検討を進めている.

また多軸応力下のクリープ評価では、微小十字型試験 片(図11)の開発を進め、これまでに試験片中央に5mm ×5mm×1mmの標点部を有する微小十字型試験片(素 材:Mod.9Cr-1Mo鋼)を用いた予備評価においてその有 効性を明らかにしている.試験片の小型化の限界は標点 部板厚の加工限界により決まることが考えられ、また、 相対的につかみ部の構造が大きくなるため、データ品質 を確保しつつ、最小の標点部寸法を見極めた上で、つか み部の形状の最適化が望まれる.試験片形状の最適化に 加え、今後は、疲労モードへの改良を経て、最終的には クリープ疲労試験への発展的適用が大きな挑戦となる.

## i 核融合中性子照射効果予測技術の基盤構築

低放射化フェライト鋼は核融合原型炉のブランケット 構造材料としての利用が検討されている.ブランケット 構造材料は平均14 MeVの核融合中性子照射に曝されるこ とになり,材料中では原子はじき出し損傷や核変換反応 により種々の照射欠陥である原子空孔,格子間原子,へ リウム原子,水素原子,及びそれらの集合体が生成する. 照射欠陥の蓄積は材料の微細組織(ミクロ構造)の変化 を引き起こし,これにより材料の劣化(脆化)や寸法変 化(体積膨張やクリープ)であるいわゆる"照射効果" が生じる.また,核変換生成物であるへリウム及び水素 は照射欠陥と強く相互作用することで照射欠陥を安定化 し,照射効果を促進させる可能性がある.

核融合炉材料照射研究の特殊性は,現時点において有 効な核融合中性子照射環境が存在しないことである.そ のため,核融合原型炉は核分裂炉で取得した材料照射デー タの範囲内で設計することを予定しており,そのために



図11 微小十字型試験片を用いた多軸応力下でのクリープ試験の 装置概要.

必要な材料照射データは核分裂炉やイオン加速器などの いわゆる代替照施設(照射場)を用いて取得されている. しかしながら、それら代替照射場の照射条件(例えば、 照射速度 [dpa/s], ヘリウム生成速度 [appmHe/s], 水 素生成速度 [appmH/s]) は核融合炉のそれとは大きく 異なっているため[31],照射条件が互いに異なる照射場 では照射量をそろえても照射効果が同一になる保証はな い(むしろ同一にならないことの方が多い[32]).従って, 既存の材料照射データを有効に活用し、核融合原型炉で の材料照射効果を精度良く予測するには、照射場の違い がもたらす材料挙動への影響を明らかにし、メカニズム の理解に基づいた予測技術の開発が必要である.そして 最終的には例えば図12[33]に示すような、核融合中性子 照射データの傾向が核分裂炉照射データの傾向から大き く乖離し始める臨界点(核融合中性子照射効果発現臨界 条件)を提示することが材料照射効果モデリング・シミュ レーション研究の最重要課題である.

材料の照射プロセスとは,照射により局所的に生成し たナノサイズの欠陥が時間とともに広範囲に伝搬・蓄積 していくことで材料のマクロな特性に影響を及ぼす、時 間的かつ空間的にマルチスケールな現象である[34]. そ のため、単一の評価手法で解析することは不可能であり、 計算機シミュレーション的手法や実験的手法を適切かつ 相補的に活用しながら現象を解明し、機構論に基づいた 解析コードを開発することが重要である. 上記を踏まえ て照射材料の解析コード開発においては主に4種類のコー ド開発を予定している (図13). 解析コード①は照射によ る材料のミクロ構造発達の評価を目的としたものであり、 解析コード②・③は解析コード①から得られる結果に基 づいて材料の体積スエリング及び機械的特性の解析を行 うものである. さらに解析コード④では上層のコードで 得られた情報を統合し、原型炉環境における材料健全性 の解析を目的としたものである.

ここで2020年度より開始されたBAフェーズIIでは、体 積スエリング及びその要因であるミクロ組織発達の解析 コード開発(図13でのコード開発①・②)に資する基盤 技術の開発を目的としている.ここで体積スエリングと









は照射欠陥の形成に伴う材料の体積膨張現象であり,評価対象とすべき主要な照射欠陥は転位ループ(自己格子間 原子集合体),ボイド(空孔集合体),及びバブル(空孔 とヘリウムまたは水素の複合体)などが挙げられる.本 タスクでは照射による体積スエリング現象をメカニズム の理解に基づいてモデル化するために以下の4つのサブ タスクを設置し,研究を展開している.サブタスク1は「中 性子照射場評価」,サブタスク2は「ミクロ構造発達評価」, サブタスク3は「ヘリウム・水素効果評価」,そしてサブ タスク4は「体積スエリング評価」である.次項以降で はそれぞれのサブタスクにおける研究活動の現状と今後 の課題について概説する.

#### 3.1 中性子照射場評価

本サブタスクでは、高エネルギー中性子照射による材 料中の原子のはじき出し損傷過程の評価を対象としてい る. 核融合炉や核分裂炉などの中性子照射場では、材料 に入射された高エネルギー中性子が構造材料の構成原子 と衝突し、衝突連鎖反応であるカスケード損傷を引き起 こす.この衝突連鎖によって生成する非平衡欠陥は、材 料のミクロ組成やミクロ構造、ひいては、材料のマクロ な特性に多大な影響を及ぼすことが知られている. カス ケード損傷過程は、数ナノメートルという局所的領域にか つ数十ピコ秒という極めて小さい時間スケールで生じる ため、照射実験により観察することは困難であり、二体 衝突近似法(BCA)や分子動力学(MD)法を用いた計算 機シミュレーションによる分析が行われてきた[35,36]. MD シミュレーション解析においては、一般的に、照射に よる非平衡欠陥生成量は1次はじき出し原子 (Primary Knock-on Atom: PKA)の運動エネルギーである PKAエ ネルギーの関数として整理される.しかし、PKAエネル ギーが同じ値でも、PKAの入射方向等にランダム性があ るためカスケード損傷過程にもランダム性が生じ、その 結果,得られる欠陥生成量にあいまいさ(ばらつき)が 生じる. それにも関わらず, 従来のMDシミュレーショ ン解析では、主に計算機性能の制約から、統計サンプル 数は精々数十個程度にとどまっていた、これが評価のあ いまいさをもたらすひとつの要因と考えられる.

以上を踏まえて、本サブタスクでは鉄中のカスケード 損傷のMDシミュレーションを実施し、はじき出し過程 における非平衡欠陥の生成数や集合化率について特に統 計的視点に着目した評価を進めている.ここでは純鉄中 に0.02~50 keVのPKAによるカスケード損傷のMDシ ミュレーション解析を行った.なお,原子間ポテンシャ ル関数はMendelevポテンシャルを適用した.また,各 PKAエネルギーにおいて入射方向がランダムに異なる 1000ケースの計算を行い,はじき出し欠陥の形成数を統 計的に評価している.PKAエネルギーが50 keV未満の場 合,欠陥生成数の分布は例えば図14のようにほぼ正規分 布を示した.また,欠陥生成数のPKAエネルギー依存性 は、PKAエネルギーが0.1 keV未満の場合はNRTモデル と一致し,PKAエネルギーが0.1~10 keVの場合はBacon モデルと一致した[37].そしてPKAエネルギーが10 keV よりも大きい場合は従来のサブカスケードモデルと整合 する可能性が示唆された.

今後は、カスケード損傷における欠陥集合化率につい ても解析を進め、集合体サイズ分布のPKAエネルギー依 存性の統計学的知見を獲得する予定である. さらに取得 した情報とPKAエネルギースペクトルのデータに基づい て核融合原型炉をはじとする各種中性子照射場における 欠陥のサイズ分布を考慮した生成速度を算出し、材料ミ クロ構造発達モデルの高度化のための入力情報として抽 出・評価する予定である.

#### 3.2 ミクロ構造発達評価

本サブタスクでは、照射による材料のミクロ構造発達 の評価を対象としている.照射材料ミクロ構造発達は、 原子はじき出し損傷過程で生き残った照射欠陥が時間と ともに材料中を拡散(移動)することで粒界や材料表面 で消滅したり、互いに合体して集合体を形成したりする ことによって材料の内部構造変化が進展していくプロセ スである.ここで評価対象にしている主な欠陥集合体は、 転位ループに加えてボイドやバブル等のキャビティであ り、欠陥集合体の形成挙動を機構論に基づいてモデル化 し、その照射場依存性を理論的に明らかにすることが本 サブタスクの目的である.照射材料ミクロ構造発達は欠 陥の拡散過程が支配的な現象であるため、その数値解析 には従来からキネティックモンテカルロ法、反応速度論、





及びフェーズフィールド法などの動的シミュレーション 手法が用いられている[38-40].また各手法における欠陥 挙動の記述に必要な活性化エネルギー等のパラメータは, 第一原理電子状態計算(DFT計算)やMD解析などの原 子シミュレーションや実験から与えられる.現在本サブ タスクではボイド及びヘリウムバブルの形成挙動に着目 した研究を進めており,ここではボイドの形成挙動とそ れに起因するボイドスエリングの照射場依存性の数値解 析研究の現状について解説する.

欠陥集合体の形成挙動のモデル化には核生成現象の正 確な記述が必要になるが、ボイド核生成に関する従来の モデルではボイドの安定核のサイズ (ボイドを構成して いる原子空孔の個数)を例えば2または3などの比較的 小さい値に固定していたため[41,42], ボイドスエリング の実験データを幅広い照射条件において再現することが 困難であった.また、金属の表面エネルギーやガス原子 の状態方程式等のマクロな情報から導出したボイドの熱 的分解エネルギーを適用した核生成モデルも存在するが [43,44], これらのモデルでは安定核になり得る微小サイ ズ(数個から数十個の空孔数)のボイドに関する熱的分 解エネルギーの情報が曖昧であるため、ボイドの安定核 サイズを高精度に評価できない. 上記の問題を解決する べく本研究ではナノレベルの情報(DFT計算と実験デー タから導出した微小ボイドの熱的分解エネルギー)と照 射条件に基づいて安定核サイズを算出する新たな核サイ ズ評価モデルを構築し、低放射化フェライト鋼の1つで あるF82H鋼のブロック組織の母相を対象とした反応速度 論解析に適用した[45].計算条件は照射温度300~600℃, 照射速度10<sup>-7</sup>~10<sup>-3</sup> dpa/sを対象とし、ボイド核生成現 象に着目しながらスエリングの照射場依存性を調べた. 図15は各照射速度におけるボイド安定核サイズの照射温 度依存性についての計算結果である.安定核サイズは照 射温度が高くなると増加し、照射速度が大きくなると減 少している.これは、高温ではボイドの熱的分解が顕著 になるため比較的大きなボイドのみが安定に存在できる こと、高照射速度ではボイドへの空孔流入量が増加する ため比較的小さなボイドでも安定に存在できることを示 しており、ボイドの数密度や平均直径に関する通常の照 射実験事実とも一致している.



図15 ボイド安定核サイズの照射温度・照射速度依存性(計算結果)[45].

続いて,計算によるボイドスエリングの照射温度依存 性にはそれぞれの照射場に固有のピーク温度が出現する ことが示された.また,照射速度が大きくなるとピーク 温度は増加する一方で最大スエリング量(ピークスエリ ング)は低下するなど,従来モデル(ボイドの安定核サ イズを3に固定)に比べてボイドスエリングの照射場依 存性に関する実験結果をより定性的に再現することに成 功している(図16).以上の結果は,ボイドの核生成挙動 がボイドスエリング予測技術の精度向上に係る重要因子 であることを示唆するものである.

ボイドスエリングの照射データについては、イオン照 射後ミクロ組織観察を実施し、ボイドスエリングの照射 温度依存性及び照射量依存性について系統的な整理を進 めているところであり、イオン照射場では約470℃にスエ リングピーク温度が出現すること(図17)、核変換効果を 模擬したデュアルイオンビーム(Fe + He)照射環境下で は80 dpa での平均スエリング量が約2%に達することな どが示されている[46]. その他、ボイドの数密度やサイ ズ分布と照射条件の関係についても整理を進めている.

今後は、照射データのさらなる拡充化を行う必要があ る.また、現行の反応速度論モデルには取込めていない 粒界シンクや転位ループ拡散による欠陥消滅作用、カス ケード損傷による欠陥集合体形成やヘリウムによるボイ ド核生成促進作用などのメカニズムを導入することで物 理モデルの高度化を進め、実験データの再現性を向上さ せるとともに、欠陥集合体形成挙動の照射場依存性を理



図16 ボイドスエリングのピーク温度の照射速度依存性(計算結 果と実験データの比較)[45].



図17 1 イン (照射後ミグロ 組織観察により計画したホイトスエーングの 照射温度依存性 (F82H 鋼) [46].

論的に体系化することをめざす. なお,転位ループやヘ リウムバブルの核生成現象を取り込んだ予備解析につい ては一部進めており,転位ループはキャビティに比べて 照射速度依存性が低いこと,ヘリウム共存下でのボイド スエリングのピーク温度はさらに高温側にシフトするこ とを示唆する結果を得ている.

## 3.3 ヘリウム・水素効果評価

本サブタスクでは、照射材料挙動へのヘリウム・水素 効果の評価を対象としている。ヘリウムは閉殻の電子系 に起因する不活性な元素である. そのためボイドや粒界 などの空隙型(空間的余裕を有する)格子欠陥と強く結 び付くことで、ボイドスエリングや粒界脆化などの照射 効果を促進させることが知られている.一方で電子系に 電子を1つのみ保有している水素は化学反応性が高いこ とから、材料中に過剰に蓄積した場合は粒内や粒界での 脆化や強度低下(軟化)を引き起こす可能性が指摘され ている. 核融合炉のブランケット構造材料では核分裂炉 の圧力容器鋼材などに比べて数十倍のヘリウム及び水素 が核変換反応によって生成するため、核融合中性子照射 効果の予測技術開発においてはヘリウム・水素共存環境 下の材料挙動を明らかにしておくことが重要である.本 サブタスクの目的は、材料中のヘリウム・水素の有力な トラップサイト候補であるボイドやバブルであるキャビ ティ,転位や粒界,内在析出物に着目し,実験及び数値 解析を相補的に活用しながらヘリウム・水素による照射 下ミクロ構造発達への影響を明らかにし、解析モデルの 高度化に資する知見を獲得することである.

既に述べたように、欠陥集合体の核生成挙動のモデル 化には母相中の点欠陥の拡散フラックスに加えて集合体 の熱的安定度の情報が必要になるが、フェライト系鉄鋼 材料中のヘリウム・水素混合バブルについてはその熱的 安定度に関する情報は極めて限定的なものしか存在して いない[47]. そのため本サブタスクではDFT計算による 数値解析を実施し、ヘリウム・水素混合バブルの熱的安 定度に関する定量的データの取得を進めている。単空孔 ヘリウムバブルについては、捕獲している水素の個数が 多くなると空孔結合エネルギーは高くなるが、ある程度 の個数(例えば5~6個)を超えると減少傾向を示した (図18). これは水素が捕獲されることにより元々電子が 不足しているバブル表面近傍の電子系のエネルギーが低 下するが,水素が過剰になると表面近傍の電子が過剰に なりエネルギー的に不安定になるためと考えられる. ま た、計算においてはバブル中のヘリウム原子はバブルの 中心に近い場所に位置し、水素原子はバブル周辺の八面 体サイトまたは四面体サイトに位置していることが示さ れており、これは電子エネルギー損失分光法 (Electron Energy Loss Spectroscopy, EELS) を用いて評価した金 属材料中のバブル内ヘリウム・水素の存在位置に関する 実験結果とも一致している. 今後はバブルのサイズ(構 成空孔数)を増加させた場合の解析を進め、バブルに対 する空孔結合エネルギーのサイズ・組成依存性を明らか

#### にする予定である.

ヘリウムバブルは一般的にTm/2(Tm:融点)以上の 比較的高温において移動が顕著になり、互いに合体して より大きなバブルへと成長することが知られているが, これまでF82H鋼におけるヘリウムバブルの動的挙動に 関する定量的データは得られていなかった. そこで本サ ブタスクではF82H鋼に対してヘリウムイオンを照射し てヘリウムバブルを形成させた後、透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope, TEM) によるその 場観察でバブルの動的挙動を調べところ、バブルのブラ ウン運動が確認された(図19).また、アニーリング(比 較的高温で保持)におけるバブルの移動は表面拡散を駆 動力としていることや直径2nm以上のバブルについては 600℃以上の高温でなければ実効的に移動しないことが 示された[48].また,数値解析においても表面拡散を駆 動力とするバブルの移動挙動[49]や合体挙動に関するシ ミュレーションが実施されている. 今後はヘリウム・水 素共存環境下におけるバブルの動的挙動や転位ループの1 次元拡散挙動に関する定量的データの取得を試みる.

材料中の内在欠陥である転位や粒界は材料中を拡散し ている照射欠陥を吸収するシンクとして機能することで 照射材料のミクロ組織発達に大きな影響を及ぼすことが 知られている.F82H鋼においても多くの内在欠陥が存在



Number of hydrogen (H) atoms in a bubble 図18 純鉄中の単空孔ヘリウムバブル(HeV)に対する空孔結合 エネルギーの捕獲水素数依存性(DFT 計算結果).



図19 TEM その場観察実験によって撮影されたヘリウムバブル のブラウン運動の様子(F82H 鋼)[48].

するが、ヘリウム・水素存在環境下での内在欠陥シンク の効果については十分に明らかになっていない。本サブ タスクではF82H鋼の粒界に着目し、ヘリウムイオン照射 後ミクロ組織観察実験により粒界のシンク効果に及ぼす ヘリウムの影響について解析を進めており、母相や粒界 近傍におけるキャビティの分布は照射温度やヘリウムの 注入量に強く依存している可能性が示された。今後は粒 界の性格(種類)による影響も踏まえて粒界シンクに及 ぼすヘリウム・水素効果について系統的に整理する予定 である。

F82H鋼は $M_{23}C_6$  (M = Cr, Fe, W) やMX (M = Ta, V; X=C,N)などの内在析出物を有しており、これは材料 の製造過程で粒界中やその近傍に生成されるものである. これらの析出物は粒界部を強化したり、粒内では転位の 動きを妨げることで材料強度を向上させたりする役割を 担っているが、照射環境下においては水素やヘリウムのト ラップサイトとして機能し, 粒界脆化やトリチウムイン ベントリー上昇させる可能性が指摘されている.本サブ タスクではCr23C6, TaC, VCの3種類の析出物を対象と したDFT計算により同化合物中の水素の存在状態につい て解析を進めたところ、水素はCr23C6中に最も強く捕獲 されることが示され、三方両錘格子間サイト及びCr空孔 サイトにおける水素の固溶エネルギーはそれぞれ0.48eV, 0.72eVと試算された[50]. またこれらの安定構造は水素 原子と周囲の材料構成原子の電荷や共有結合性で解釈で きることが示された. 今後はヘリウムとの共存環境下に おける水素の存在状態を評価するとともに、実験による 妥当性検証を進める予定である.

F82鋼中のM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>析出物は製造過程でW原子を固溶し た結晶構造を有しており、このような3元系の化合物が 照射を受けると不安定性が高くなりアモルファス化する ことが知られているが、このアモルファス化は粒界近傍 にW<sub>2</sub>Cなどの微細炭化物の析出を伴うことで材料の脆化 を引き起こす可能性が指摘されている.本サブタスクで はF82H鋼中のM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>析出物の照射下相安定性を明らかに するため、電子線照射または重イオンを用いた照射実験 により同アモルファス化の発現条件について系統的に整 理することを進めており、アモルファス化には照射温度 や照射量が強く依存することがわかってきた[51].また、 アモルファス化の上限温度が350℃程度であることを見出 した.今後は同析出物中のタングステン濃度によるアモ ルファス化や微細炭化物相形成への影響を調べるととも に、理論計算による物理素過程の究明を試みる.

実際のブランケット構造の設計においては,照射によっ て生じる体積スエリングに加えて,強度特性の変化,例 えば照射硬化に伴う延性や靭性の劣化の評価も重要であ る.中性子照射法に比べてイオン照射法では,高損傷量 付与やヘリウム同時注入が短期間で可能であるため有用 であるが,照射表面より数µm程度の深さ領域しか損傷を 与えられないため,力学特性評価に限界があった.そこで, 新しい評価技術として,マイクロピラー圧縮試験やマイ クロ引張試験のような延性や加工硬化特性の評価が可能

な 超 微 小 試 験 技 術 (Ultra-small testing technologies, USTT) への期待が高まってきている. BAフェーズⅡで は鉄イオンを照射したF82H鋼などを対象とし、ナノイン デンテーション硬さよりバルク相当硬さを予測可能な機 構論的モデルを示すとともに、硬さ以外の強度特性を評 価するための挑戦として、新しいUSTTの開発を進めて いる[52]. ナノインデンテーション硬さ試験については, 照射材の弾性率の変化が無視できるという点に着目し, Nix-Gaoモデルを改良し、照射領域だけではなく非照射 領域のバルク相当硬さを得ることを可能にした[53].一 方、マイクロピラー圧縮試験については、直径1 um、高 さ2µmのマイクロピラー試験片を適用可能であり、ひず み制御試験法によって応力評価を実現し、8%塑性ひずみ 流動応力に関するバルク相当の照射硬化を評価できるこ とが明らかとなってきている. 今後は, 統計的な影響も 含めた検討を進めるとともに、核融合中性子照射環境下 で懸念されているヘリウムが強度特性に及ぼす影響を明 らかにする予定である.

## 3.4 体積スエリング評価

本サブタスクでは、照射による材料の体積スエリング の評価を対象としている。照射下体積スエリングは照射 欠陥周辺に発生している局所的な歪みが蓄積することで 生じる材料の膨張現象であり、照射欠陥の種類、個数・ サイズだけでなく、外部応力などに強く依存する。各種 照射場における欠陥集合体の蓄積と体積膨張の関係を理 論的に明らかにし、照射下体積スエリングの予測のため の基盤技術を開発することが本サブタスクの目的である。 ここでは上述のサブタスクで得られる各種照射場の原子 はじき出し挙動やヘリウム・水素効果、及び欠陥集合体 の核生成・成長挙動を反映したミクロ構造発達モデルに よる解析結果と、各種欠陥の体積や外部応力による影響 を取り込んだ構造解析により、体積スエリングの経時変 化を追跡することになる。

ここで欠陥の体積とは欠陥周辺の局所的な弾性歪みを 含めて算出した実質的に欠陥が占める体積量のことであ る.欠陥体積は欠陥の種類・サイズ,外部応力などに依 存するが,これまでは計算機のスペックや評価手法の問 題で限定的な情報しか存在しなかった.近年,タングス テンを対象としてMD計算の結果と線形弾性論を組み合 わせることで欠陥を内包した体系の応力テンソルの情報 から欠陥集合体の緩和体積を評価する試みが行われた [54].本サブタスクでは上記の手法を踏襲し,純鉄中の 空孔集合体及びSIA集合体の緩和体積のサイズ依存性に ついての解析を進めている(図20).今後はヘリウムバブ ルなどの他の欠陥集合体の緩和体積の解析を進めるとと もに,解析結果への原子間ポテンシャル関数の影響につ いても調べる必要がある.

また,構造解析については,MD計算で取得したカス ケード損傷の残存欠陥に起因する局所的な弾性応力・歪 みの情報を導入した有限要素法解析により,球形と仮定 した構造物の体積スエリング量や応力分布を評価する試 みが行われている[55]. 今後は現行の評価モデルに実際 の原型炉ブランケットの構造情報を反映させるとともに, ミクロ構造発達モデルとの連成解析が課題であろう.

解析モデルの妥当性検証に用いる体積スエリングの照 射特性評価については3.3節で紹介したボイドスエリング 評価に加えて,転位ループに起因するスエリング評価(転 位ループスエリング)を対象としてイオン照射後ミクロ組 織観察に基づいた評価データ取得が進められている.今 後はHFIRをはじめとする核分裂炉照射場の照射後ミクロ 組織観察に基づいたスエリング評価データについても拡 充化を図るとともに、イオン照射前後の段差測定評価(表 面コーティングを用いた評価例を図21に示す)や中性子 照射前後の密度測定[56]による材料全体の体積スエリング 評価の比較なども行いながら、各種照射場における体積ス エリングのデータベースの整備を進めていく予定である.

## 4. 照射構造体設計技術基盤の開発

核融合原型炉の炉内構造物は、14 MeVの高エネルギー 核融合中性子に曝されるため、構造材料の性能(物理的・ 機械的)劣化は避けられず、想定される原型炉の運転シ ナリオに従い、照射による性能劣化の許容レベルを良く 理解した上で、炉内構造物に要求される核融合原型炉の







図21 イオン照射後段差測定法による体積スエリングの評価例.

Project Review

ための構造設計ルールを新たに定義する必要がある.

構造設計ルールの検討を進めるにあたり,決定論的ア プローチから段階的な確率論的アプローチへの移行を考 慮する. 例えば商業用原子力発電所では, 原子炉圧力容 器などの構造健全性は決定論的破壊力学に基づいて設計 される.代表的な研究報告として、IAEAが発表した照射 効果を考慮した原子炉圧力容器の決定論的アプローチに 関する情報[57,58]が参照される.本サブタスクの初期の 目標は、この広く実績のある決定論的アプローチに基づ く核融合炉設計の問題点を明らかにすることである.決 定論的アプローチに基づく設計コードとして最も一般的 に使用されているのは、許容応力設計法である. この方 法では, 塑性崩壊を防止すべき故障モードとし, 構成機 器の特性荷重が定められた許容応力を超えないように設 計される. この許容応力は, 材料規格で定められた最小 材料強度を、あらかじめ定められた安全係数で割ること で与えられる. つまり決定論的アプローチでは, 照射に よる変化の最大レベルを,「経験的に」定義された安全係 数に組み込むことである.

一方、決定論的アプローチの限界は、安全係数が経験 に依存しすぎることである. また, 現段階では核融合の 実運用を「経験的に」裏付けるものはなく、経験に基づ いて妥当な安全係数を決定することは困難である. そこ で、核融合炉の設計手法の一部として、確率論的アプロー チに基づく戦略を組み合わせることで、複数のソースに 起因する不確実性を低減させる、つまり、核融合炉の設 計構造の安全性を向上させることをめざす. 確率論的設 計手法の利点は、人為的に安全係数を導入する必要がな く、材料特性の不確実性を含む数値で与えられる設計裕 度に対応した故障確率が得られることである. 商業用原 子力発電所の分野においても, 最近, 確率論的手法が徐々 に採用されつつある. 例えば, 原子炉圧力容器の破損確 率を評価するために,いくつかの確率論的破壊力学コー ドが開発されている[59,60]. また,原子力規制委員会に よる規制への反映も進み,原子炉圧力容器の供用期間中 検査に関連する確率論的破壊力学手法の産業応用にも活 用されるなど議論が活発化している[61,62]. そこで,核 融合炉内機器の構造健全性への同手法の適用性の検討は, 重要課題の一つである.

材料の破壊は内在する欠陥と密接に関係し,例えば維 持規格では,非破壊検査ができない部位の構造健全性は 仮想的な欠陥を設定して確率論的破壊力学により故障率 を求め,基準値と比較して十分に安全側にあることを確 認することが求められている.この考えのもとでは,欠 陥の破壊挙動への影響度の評価もさることながら,非破 壊で判別しうる欠陥の種類とサイズなどの情報を明らか にすることは重要であり,そのため非破壊検査技術の開 発は必須である.

本サブタスクでは、まず原型炉の負荷条件を明らかに し、その上で破損様式に応じた既存設計ルールを選別し、 核融合炉内機器の構造健全性評価における重要課題を整 理することを当面の目標とした.また、構造健全性と密 接に関連する材料の欠陥に着目し、その診断のための非 破壊検査技術の開発を目標とした.

## 4.1 核融合炉内機器の構造健全性評価における重要課題

決定論的アプローチに基づく既存の設計基準は,構造 材料が弾性完全塑性材料として挙動することを前提とす るが、一定の降伏比と伸びを要求することで、ある程度 の延性, 塑性硬化を仮定したものである. この仮定は, 様々な過渡的かつ急激な荷重条件の変化に対して、高応 力集中部における構造的または微細構造的に不連続な部 品の構造的完全性を保証し、検出不可能なサイズ欠陥や キズの影響を無視することができる.したがって、局所 的な塑性流動,応力場の高い三軸性,あるいは照射によ る延性の喪失による局所破壊を防ぐために、局所塑性歪 みの限界を定める必要がある.このような限界は、ステ ンレス鋼について検討されている[63].一方で、低放射 化フェライト鋼の機械的特性に対する典型的な照射効果 は硬化と脆化であり、特に均一伸びの損失と全伸びの減 少を特徴とするため、必ずしも前述の前提が成り立たな い. そこで原型炉に向けた照射影響を考慮した構造設計 ルールの構築は重大な課題である.

核融合ブランケットシステムは,通常運転時には,冷 却水による内圧,プラズマからの輻射や各発熱に起因し た熱応力に加え,高磁場に起因するマクスウェル応力, 照射誘起応力などの定常的な負荷を受け,一方,ディス ラプション時には瞬時的なローレンツ力を受けるなど, 多様な環境に置かれる.さらに,過渡的な負荷条件,例 えば,起動と停止による熱疲労や疲労クリープも考慮す る必要がある.第一義的には多様な負荷条件を明らかに することが重要であり,特に電磁力の影響について中心 的に評価・分析を開始した.また,この多様な負荷条件は, 多軸応力条件下での構造健全性の検証の必要性を示すも ので,このサブタスクで併せて議論される.

#### 4.1.1 電磁力課題

電磁力評価において直面する喫緊の課題は、市販電磁 力解析コードによる評価では過去の実験結果と一致する 解が得られず、かつ、解析コード毎に異なる解が得られ るといった問題が生じている点にある.この問題につい ては、強磁場下で強磁性体を使用する例が他にないこと から、解析コード自体の課題が検証されていない可能性 が第一に指摘されている.

またこのことは解析コードの問題だけでなく,実験手 法にも問題がある可能性がある.例えば,磁場下での片 持ち梁の曲げモーメントに関する解析といった非常に簡 単な体系での結果であっても,実験結果と完全に一致し ないことがある[64].以下の図22は,特定の角度で磁場 を与えた場合のF82H鋼材料の曲げモーメントを簡易的 に計算した結果である.磁場の強度が増加するにつれて, 曲げモーメントの挙動に違いが見られ,垂直磁場では一 切の曲げモーメントが発生しない一方,角度に依存して 曲げモーメントが増加する傾向が認められた.具体的に は,20度の角度では,磁場の影響で高いモーメント力が



図22 F82H 鋼に働く電磁力モーメントの磁場方位依存性に関す る解析例.

材料に加わることが予測されている.当時の実験体系に ついての記録も不明瞭で,仮にわずかな磁場の角度の影 響を考慮したとしても,実験の正確さに疑問が残るため, 改めて検証が必要である.

別の視点では、強磁場下で材料そのものの特性が変わ る可能性が指摘されている.1990年代に、極低温高磁界 環境で金属材料の機械的特性を評価する研究[65]が行わ れ、磁場の影響について議論されている.研究には慎重 な実験体系が導入されたが、試験片と磁場の向きに関す るいくつかの不明点が残り、解釈が難しい.また、最近 の中国の研究[66]では、4 Tの磁場下で破壊靭性が半減す るという驚くべき結果が報告されたが、この研究には実 験体系に対する疑問が残り、荷重軸と磁場の向き、漏れ 磁場の影響などが十分に考慮されていない可能性がある. 一方、英国の研究[67]では、比較的低い強さの1.5 Tの磁 場がほとんど影響を与えないと報告されたが、これは最 大で10 Tの高磁場環境にある原型炉の評価に対する疑念 を残す.

このため、強磁場下での強磁性体の挙動についての理 解が不十分であることに留意し、BA活動フェーズIIで は、新たな解析手法と適切な実験体系の導入を計画し、 F82H鋼の磁場下での特性評価を進める予定である.具体 的には、国内の大学との共同研究を進めるとともに、英 国原子力庁(UKAEA: UK Atomic Energy Authority)が 2025年に稼働をめざしている高磁場下の熱負荷試験装置 (CHIMERA)を活用した研究協力についても検討を開始 した.

## 4.1.2 多軸応力下における構造健全性評価

既往研究によると,非比例多軸負荷時の材料寿命は比 例一軸負荷時の寿命よりも大幅に低下し,早期に損傷す るとの報告例がある[68-71].しかし,高温での非比例多 軸荷重に着目した研究データは,まだ十分に蓄積されて いない.そのため,非比例荷重下での破損寿命を適切に 予測できる破損寿命評価モデルが求められている.

例えばF82H鋼のクリープ疲労試験では,弾性変形が 破壊の支配的要因となる高サイクル域においても非比例 多軸の影響による疲労寿命が低下することを明らかにし, 塑性項及び弾性項に非比例多軸の影響を考慮することに より高サイクル域における疲労寿命を適切に評価するこ とが可能となった(図23)[25,72].

## 4.1.3 脆性·延性破壊評価

「ワイブル応力概念」[73,74]は、構造部材の脆性破壊 抵抗に対する塑性制約とサイズ効果を評価する有用なア プローチである.本課題の当面の目標は、小型試験片を 用いた試験から、脆性破壊評価のための「ワイブル応力 概念」と延性破壊評価のための「損傷モデル」に用いら れる材料パラメータを同定する方法を開発することであ る.また、破壊抵抗に及ぼす塑性拘束効果の実験結果と 数値シミュレーションを比較することで、両アプローチ の適用可能性を示すことにある.

様々な三軸応力状態を伴う実用的な荷重条件下で, 脆 性・延性破壊を回避する構造健全性を評価するためには, 鋼材の局所破壊メカニズムに基づく数値シミュレーショ ンによる破壊評価手法である「ローカルアプローチ」が 有効である.このシミュレーションに基づく耐破壊性評 価法を適用するためには, 材料パラメータ, すなわちワ イブル形状パラメータmを特定する必要がある.本研究 では, 材料パラメータを合理的に同定するために,き裂 深さ(き裂先端の塑性拘束)の異なる2組の微小試験片 を用いて,通常サイズの試験片で得られた材料パラメー タmと比較(図24)することで,破壊抵抗に対する塑性 拘束の影響を対象温度に依存しない「ワイブル応力概念」 に基づいて推定できることを実証している[75].

一方,延性破壊の評価は,様々な荷重を受ける構造部 材の延性き裂進展に伴う延性破壊を推定するために,損 傷モデルを用いた数値シミュレーションが有効な方法で ある.本研究では,機械的試験からしか材料パラメータ を一意に特定できない割れ部品の延性き裂進展耐性を予



図23 非比例多軸負荷下でのクリープ疲労試験における予測寿命 と試験寿命の比較[72].



図24 塑性拘束の異なる2種類の試験片を用いたワイブル形状パラメータmの同定法[75].

測するために、大畑らが新たに提案した損傷モデル[76] を採用した.具体的には、予ひずみを付与した構造部材 の破壊を制御する延性き裂進展の合理的な評価のために、 予ひずみ付与部材の延性き裂進展抵抗(R曲線)を予測 する数値シミュレーションに基づく手法を提案している. 本手法の導入により、延性き裂進展挙動がマイクロボイ ドの核生成に制御された延性破壊メカニズムに基づいて いることを明らかにし、さらに従来の延性損傷モデルに 新たに予ひずみによる材料劣化(強度・損傷特性の変化) を考慮することで、素材そのものの特性のみから予ひずみ 試験片のR曲線を予測することが可能となった(図25).

## 4.1.4 確率論的破壊力学評価

確率論的設計法では、プラズマ運転シナリオと機器設



図25 0.5 T C (T) 試験片を用いた延性き裂進展抵抗曲線.

計に基づいて想定される荷重分布と統計的推論に基づい て得られる材料特性分布の確率密度関数に基づいて破損 確率を計算する.照射による材料特性の変化は,照射線 量に応じた照射後の材料特性分布の確率密度関数を考慮 することで評価可能である.本手法の利点は,人為的に 安全係数を導入する必要がないことである.破損確率は, 材料特性の不確かさを含む数値で与えられる設計裕度に 対応する.一方,多数のサブコンポーネントがあるがゆ えに,使用中の故障発生を厳密に監視することが困難な ため,プラント全体として許容できる故障確率を達成す るためには,個々のコンポーネントに対する要求が非常 に厳しくなることである.

確率論的アプローチに関する技術課題を議論するため の導入として、中性子照射を受けた原型炉ブランケット に対し、トロイダル磁場コイルによる強磁場が磁性材料 であるF82H鋼からなる構造体に与える電磁力の影響を評 価した[28].具体的には、ブランケット表面の欠陥の統 計的分布を想定し、既知の破壊靭性データを用いて、機 器の破損確率の試算を行った(図26).本試算より、合理 的な破損確率を得るためには、材料特性データの極値分 布の統計的精度が重要であることが指摘され、また、照 射データの不足による制約を克服するための代替手段と して、照射データ解析におけるベイズ統計解析の利用が 提案されるなど、重要な評価指針を得ている.



 図26 トロイダル磁場コイルによる強磁場が磁性材料である F82H 鋼からなる構造体に与える電磁力の影響の評価例:
 A,B 位置の K<sub>J</sub>,及び300℃照射 F82H 鋼の1 T 調整 K<sub>JC</sub> と 未照射 F82H 鋼(Odpa)の K<sub>JQ</sub>の確率密度分布[28].

#### 4.2 欠陥と非破壊検査技術

材料の破壊力学的解釈では、構造材料の欠陥の質と分 布を知ること、強いてはその構造健全性を確保する上で の許容限度(例えば許容される欠陥のサイズや数密度な ど)を定義することは極めて重要である.特に製造時の 欠陥は材料の調達時の受入基準の指針を与えるだけでな く、照射挙動を予測する上でも重要である.供用中にお いては、逐次蓄積する照射損傷の発生と進展、つまり損 傷過程を知ることがブランケットの使用期間を判断する 上で重要となる.そのため、供用前検査と保守を可能と する非破壊検査技術の確立は構造設計と一体で考えるべ き重要課題となる.また同時に、欠陥制御の可能性につ いても良く理解を深め、F82H鋼の調達仕様に許容し得る 欠陥の要件としてフィードバックさせることが重要である.

# 4.2.1 水素トレーサーを用いた欠陥診断

核融合ブランケットに蓄積された損傷を検出・評価す るため、水素をトレーサーとした欠陥診断法の検討が進 む.先行研究[77]では、材料にトラップされた水素の昇 温脱離分析による余寿命評価の可能性を検討するため、 例えばF82H-IEA鋼のクリープ損傷による水素熱脱離特 性の変化を調査した.実験の結果、試験条件によっては クリープによってのみ進化曲線が変化し、解析時に脱離 する水素量はクリープ寿命消費量の増加とともに増加す ることが明らかになっている.また,水素脱離量は試験 条件によらず,クリープボイド成長の法則に基づき導出 したパラメータでうまく整理することが明らかになって いる(図27).これらの結果は,昇温脱離法がクリープ損 傷検出や余寿命評価のための強力なツールになり得るこ とを示した重要な成果である.

また最近では、本成果を足掛かりにさらにF82H鋼に蓄 積された疲労損傷を検出・評価するためのトレーサーと しての水素の可能性を検討するため、様々な損傷度を持 つ疲労試験片に対して、繰り返し荷重による水素熱脱着 特性の変化を調べている.鋼材中の空孔,転位,析出物, 空洞などの欠陥に捕捉された水素は、鋼材を加熱するこ とでそれらから放出されるが、水素と各トラップサイト との結合エネルギーが異なるため、トラップサイトの種 類によって脱離温度範囲が異なるのが特徴的である. 例 えば、F82H鋼に対して測定された昇温脱離曲線を水素補 足サイトごとに分離することを試みたところ、いずれの 損傷材の水素放出曲線も5つの水素離脱ピークから構成 されていることが示され、中でも空孔と空孔クラスター からの水素放出量が疲労寿命の消費に伴い単調に増加し ていることが明らかになるなど、損傷メカニズムと水素 挙動に関する重要な知見を得ている.これらの結果から、 先行研究のクリープ損傷とともに、疲労損傷検出の指標 としても有望であると結論付けられた.

今後は、水素脱離ピークと損傷タイプの関連付けを進 めるとともに、クリープと疲労の重畳による損傷、さら には中性子照射による損傷の診断の可否を明らかにする ことが課題となる.

## 4.2.2 渦電流法による非破壊検査

ブランケット内の冷却流路が破損すると、核融合炉の 運転に重大な支障をきたすため、適切な非破壊検査法を 用いて冷却流路の健全性を確認する必要がある.この目 的のために最も有望な方法は、加圧水型原子炉の蒸気発 生器の熱交換器用配管の非破壊検査に適用される渦電流 法による欠陥診断である.しかし、熱交換器管とブラン ケットの冷却水路には、いくつかの大きな違いがあるた め、冷却水路への技術の適用性を評価することが第一に 重要である.

そこで本研究では、ブランケット冷却管内面の割れに



図27 新たに考案した Y<sub>H</sub> パラメータにより F82H 鋼のクリープ 損傷による水素熱脱離量を評価した例[77].

Project Review

対する渦電流探傷法、及び外面の減肉に対するリモート フィールド渦電流探傷法の適用性評価を進めてきた.具 体的には、内径9mm外径11mmのF82H鋼管を対象と し,両手法によるきず検出能評価のための数値解析及び 測定試験、さらに配管の健全性評価のための運転時内圧 を考慮した構造解析を進めている. これまでの研究の結 果、構造が比較的単純なボビンプローブが割れの向きに よらず管内面の割れに対しては有効であること、また対 象の磁性による雑音は発生するもののリモートフィール ド渦電流探傷法が管外面の減肉の検出には有効であるこ となどが明らかになっている[78].また、解析において 考慮したのは内圧のみであり、熱応力や電磁力は考慮し ていないものの、信号対雑音比が1である(図28)、即 ち欠陥を見落とす可能性が残された場合でも、運転中に 冷却管内に生ずる最大応力はF82H鋼の0.2%耐力よりも 100 MPa以上低いとの試算を得るなど、構造健全性評価 における重要な知見を得ている[79].

## 4.2.3 コンプトン散乱による HIP 界面の健全性評価

F82H鋼の熱間等方圧加圧(HIP)プロセスは、原型炉 [80]のブランケット冷却配管構造を製作するための技術 の一つである. HIP 接合部は, 拡散接合のため一般的な 溶接とは異なり熱影響部を含む不連続界面構造にはなら ない利点があるものの,接合条件によっては,F82H鋼の 靭性低下が課題として挙げられる[81]. これは、HIP界 面にはTa酸化物がSiO2コアにシェル状に形成される複合 酸化物が析出することが報告されており[81,82], この析 出物がHIP接合部の変形を制限し、脆性的な破壊を引き 起こす要因となっている. そのため, HIP 接合界面の特 性は界面の酸化物の状態に依存し、この酸化物の性状を あらかじめ施工時に確認するための検査手法の開発は必 須である.しかしながら、HIP界面検査のための非破壊 検査技術はこれまでなかった.

そこで本研究では、新たにコンプトン散乱イメージン グを用いた非破壊検査技術の開発を進めてきた.具体的 には、SPring-8-BL08Wに設置されているコンプトン散



図28 F82H 鋼外面減肉に対するリモートフィールド渦電流探傷 の検出性評価結果[79].

乱イメージング装置を用いて非破壊でF82H鋼試験片の HIP界面を診断するものである(図29)[83].本手法に より、これまでHIP界面におけるSiO<sub>2</sub>-TaO<sub>x</sub>粒子の析出 に対応する状態やHIP界面近傍のTa元素の欠乏状態など を非破壊で計測できることを原理的に実証している. さ らに、コンプトン散乱で検出されるHIP界面における SiO<sub>2</sub>-TaO<sub>x</sub>粒子の析出量はシャルピー衝撃試験の吸収エネ ルギーに対応していることを初めて見出すことに成功し ている (図30).

一方で.現状のコンプトン散乱計測システムでは検出で









図30

0

-0.01

S-parameter x 5

乱強度の位置依存性[83].

1.3

position, z(mm)

(a)S-parameter:コンプトン散乱強度分布の形状に起因

する指標の定義, (b)W Ka, Ta Ka, コンプトン, 弾性散

Compton

1.5

1.4

きる最小のSiO<sub>2</sub>-TaO<sub>x</sub>粒子析出量に限界があることがわ かってきたことから、比較的良質なHIP界面のわずかな 違いを検出することに難しさが残る.また、同時にHIP 界面の構造健全性には欠陥サイズや分布も考慮する必要 がある.本技術の確立に向けて、より高い感度でHIP界 面のSiO<sub>2</sub>-TaO<sub>x</sub>粒子析出量を検出可能なシステムの開発 が課題となる.

## 5. 核融合炉構造材料の腐食研究

水冷却固体増殖(WCCB)ブランケットは、日本の ITER並びに原型炉ブランケットにおけるの主要な方式の 1つである[84,85].本方式では既存の軽水炉で十分に成 熟した技術を応用することが可能であり、発電実証に最 も近い方式と考えられている.これに対し、液体金属ブ ランケットは、より先進的な機能を発揮し、日本での将 来的に有望なオプションの1つとされている[86].この システムでは、冷却材として水、増殖材兼冷却材として 液体リチウム鉛の2種類の流体が使用される予定である. 一方、欧州では、ヘリウム冷却方式の代替案として、水 冷却リチウム鉛(WCLL)ブランケットの研究活動が最 近提案されている[87,88].また、日本、欧州いずれの原 型炉ダイバータにおいても、ブランケットシステムと同 様に水冷却方式を採用しており、冷却のための水冷チャ ンネルが必要となっている[89,90].

このため、原型炉に向けた水と液体金属系に関わる技 術開発は、日本と欧州の間で最も重要な共通研究開発項 目として認識されており、原型炉炉内機器構造材料と高 温高圧水や液体リチウム鉛金属との共存性を理解する必 要がある.各種炉内機器の構造設計のうち腐食しろを決 定するためには原型炉環境における腐食特性の理解が求 められており、特に強磁場やトリチウム、中性子照射と いった原型炉特有の環境での腐食特性を明らかにする必 要がある.また、定期点検時の作業員の被ばく低減検討 のために実施する安全評価において、環境中の腐食生成 物の発生量や分布について明らかにする必要がある.

そのような背景の中, BAフェーズ II は大きく4つの活動に分けられており,材料腐食に関わる開発活動はそのうちの一つの活動として取り上げられており,本レビューにて活動の目的,概要,最新の成果についてまとめる.

# 5.1 材料腐食・エロージョンハンドブック整備の現状と 課題

本サブタスクでは核融合原型炉設計に用いる材料腐食 特性ハンドブックの整備を目的に原型炉で想定される環 境での腐食特性データ取得やそのための装置開発を進め ている.具体的には1)核融合原型炉特有の環境(磁場と 照射)が腐食に与える影響,2)流れが腐食に与える影響, 3)及び4)水/リチウム鉛の化学条件が腐食に与える影響 についての数値的及び実験的調査を実施している.また, 構造材料の環境強度特性評価や腐食生成物の評価も行っ ており,それらを組み合わせることで最終的には,材料 腐食特性ハンドブックを構築する.BAフェーズIIにおい ては、水冷システム(主担当:日本)と液体リチウム鉛 増殖システム(主担当:欧州)の両方が考慮されている. そのため、それらのシステムの共通の主要材料として、 低放射化フェライト/マルテンサイト(RAFM)鋼や、ダ イバータ材料としてのCuCrZr合金を本タスクの対象とし て検討を進めている.

## 5.1.1 水化学影響

水冷却固体増殖ブランケットは、日本のITER及び原型 炉における増殖ブランケットの候補であり、主たる構造 材料は、日本独自に開発を進めているF82H鋼である。冷 却水はブランケット本体を冷却し、ブランケット後部に 接続される水冷却システムで冷却や水質調整などを行う. 水冷却システムは既存の加圧水型原子炉の基本設計を踏 襲し、構造材料はSUS316L系が用いられる。そのため ブランケットにおいてはF82H鋼やSUS316L鋼といった 異なる材料に対して同じ水質条件の水が流れることとな る。それぞれに適した水質条件は異なるため、両者にとっ て許容できる共通の水質条件を見出すことが必要である。 また、核融合ブランケットでは、冷却水に中性子が照射 され、水の放射線分解が起こるため、冷却水の溶存酸素 濃度は水の放射線分解により増加することが想定される。

そこでこれまでに,溶存酸素濃度100 ppbまでの高温 高圧水中腐食試験により,F82H鋼及びSUS316L鋼の 表面形状に及ぼす溶存酸素の影響について検討を進め ている(図31)[91].高温水中腐食試験後のF82H鋼と



SUS316L鋼の重量変化は、浸漬時間の増加とともに増加 する傾向がある。F82H鋼の酸化物層は、2層構造となっ ており、外側はFe酸化物層(Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>またはFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>)、内側 はFe及びCrの酸化物層(FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>)が形成されていた。 SUS316L鋼の酸化物層は、FeとCrの酸化物層で構成さ れていた。溶存酸素濃度の影響としては、F82H鋼の場合、 10 ppbより100 ppbの方がFe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>・FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>比率が 高く、100 ppbの方が酸化膜の耐食性が高くなる可能性が ある。

#### 5.1.2 流動影響

ブランケットやダイバータにおいては構造体の冷却や 熱の取り出しのため一定流量で冷却材である高温高圧水 が循環する[84,89].一般に,流動環境下において腐食特 性は変化し,軽水炉においては流れ加速型腐食による減 肉が問題となっている[92].したがって,核融合炉炉内 機器の腐食特性を評価するにあたって,水の流れによる 腐食特性の変化を理解することが重要である.

図32は、腐食試験前後の重量変化を時間に対してプロッ トしたものである. この図には、参考として静的腐食試 験で得られた結果もプロットされている[93]. この図に 示すように、静止状態及び溶存酸素濃度8ppmの条件下 では,腐食試験後に重量が増加している.一方,脱気水 素添加や溶存酸素濃度20 ppbの条件では、1000時間まで 時間の増加とともに重量が減少する傾向にあり、重量変 化には大きな差がないことから、同じメカニズムで重量 が減少したと考えられる。溶存酸素濃度が20 ppb以下で あれば,水素添加にかかわらず,静水腐食試験片の表面 にブロック状の酸化物が観察されたが、流動腐食試験片 ではこのような酸化物は観察されなかった. 電子プロー ブマイクロアナライザー (EPMA) による断面分析で得 られた結果から,静止腐食試験片は,主に酸化鉄として 形成された外層酸化物と、クロムと鉄からなる内層酸化 物の2層構造であることがわかる.一方,流動腐食試験 片では、外層酸化物が存在しないことが確認できる.こ れらの結果を考慮すると、外層酸化物がないために鉄イ オンの溶出が継続し、流動腐食試験片の重量減少につな がると考えられた.



図33は、脱気水素添加水での厚み減少を時間に対して

図32 低放射化フェライト鋼の腐食特性への流動及び溶存酸素の 影響[93].



プロットしたものである. この厚み減少量は, 脱スケー ル前後の重量変化から, F82H鋼の密度(7.86 g/cm<sup>3</sup>)を 用いて見積もったものである. 厚みの減少は, 時間の増 加とともに放物線の法則に従って増加する. 放物線近似 を適用することで, 薄肉化量Wは経験的に以下のように 求められる:

$$W = 0.149\sqrt{t} \tag{1}$$

10年間の運転を考慮して式(1)から減肉量を計算すると 44 μmとなり、日本のITER-TBMの従来設計の腐食許容 量0.4 mmと比較しても十分な余裕があることがわかる.

## 5.1.3 核融合特有環境(照射・磁場)影響

原型炉において構造材料は高エネルギー中性子や数テ スラもの強磁場にさらされる[89,94].中性子照射は腐食 特性に係る項目に限っても,水の放射線分解や材料の照 射による特性変化,酸化皮膜への照射による防食性の変 化といった懸念がある.磁場影響については磁性体であ る酸素や鉄由来の酸化物が磁力により局在化し,溶存酸 素濃度の増加に伴う腐食特性の変化や外層酸化物の分布 が変化することが懸念される.そのため上述のように機 器設計や安全評価のために腐食特性を明らかとする必要 はあるものの,実機において想定される環境を模擬した 腐食特性の評価が重要である.

このような背景の中で量研では高温水中にて磁場をか けながら腐食試験を行うことができる装置の設計を実施 してきた(図34). 具体的には,磁場解析の結果をもとに, 磁場下流動腐食試験専用の磁気回路の設計,製作を実施 した. 試験片は円管形状であり,その内部を高温高圧水 が流れる. 試験体の周りを取り囲むように二重ハルバッ ハ磁気回路を設置し,内側の磁石を固定し,外側の磁石 を回転させることで任意の磁束密度を試験体内面に付加 することが可能となる.

また、水質に対する照射効果を模擬するため、腐食試 験装置への過酸化水素注入装置を設計・製作した.過酸 化水素の効果の初期評価として、静水腐食速度や流動腐 食速度への過酸化水素注入量依存性に関わる検討を進め ており、重量変化速度は過酸化水素注入速度に依存し、 過酸化水素濃度がF82H鋼の腐食に影響を与えることが明



らかになりつつある.

一方.腐食特性への照射効果の一つに酸化皮膜の照射に よる防食性の変化が懸念される. そこでこれまでに低放 射化フェライト/マルテンサイト鋼の照射下における酸化 皮膜の相安定性を明らかにすることを目的に、F82H鋼の 高温高圧水中にて形成した酸化皮膜に対し2.8 MeV-Fe<sup>2+</sup> を300℃でイオン照射し、照射後に微小角入射X線回折 (GIXRD) 分析とラマン分光分析を行い、イオン照射に 伴う酸化皮膜の特性変化について明らかとしている[95]. 照射前の酸化皮膜の主たる相はFeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>であり、最大で 30%までの残留母相と共存していたことが確認された.照 射量の増加とともに残留母相の割合が減少し、FeCr2O4か らFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>への相変態が確認された.FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>相は照射下で は不安定であり、酸化皮膜中の残留母相からFe 原子を吸 収して安定化する傾向がある.その結果,照射下で酸化 物層中のFe濃度が上昇し、照射下においてFeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>から Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>への相変態が生じていたとの仮説が得られている.

## 5.1.4 環境強度特性

核融合炉の運転中には炉内機器に対して,熱応力や電磁力,内圧など様々な荷重が負荷される[84,94].荷重の 負荷モードも一定のものもあれば繰り返し荷重など,多 種多様となっている.そのような環境において,さらに 腐食環境が組み合わさると,非腐食環境と比べ,破断伸 びや荷重,き裂進展速度などが低下することが懸念され る.特に核融合炉においては懸念すべき環境強度特性と して腐食疲労,応力腐食割れ,水素脆性に着目し検討を 進めている[93].

図35にF82H鋼の腐食疲労寿命曲線を示す.この図に は比較のため,室温,300及び400℃の大気中で得られた 結果もプロットされている.大気中での疲労特性は大き な差はないが,高温水中での疲労寿命は大気中での疲労 試験と比較して急激に低下している.日本機械学会が発



行している「発電用原子力設備規格環境疲労評価手法」 (2009)では、環境効果補正係数を、あるひずみ振幅の空 気中の疲労寿命を同じひずみ振幅の水中の疲労寿命で除 した値として定義している.この定義に基づき、F82H鋼 の環境疲労相関係数を求めると19となる.本研究の試験 条件において、上記手法の評価式を用いて低合金鋼やオー ステナイト系ステンレス鋼の係数を計算すると、それぞ れ3及び12と推定され、F82H鋼の腐食疲労特性は、炭 素鋼及び低合金鋼より劣り、オーステナイト系ステンレ ス鋼と同等かやや劣ることが明らかになっている.

F82H鋼の高温水中における応力腐食割れ(SCC)感受 性については逆U字曲げ(RUB)試験、くさび開口負荷 (WOL) 試験,低ひずみ速度引張 (SSRT) 試験等によっ て評価が実施されている。中島らは1500時間までのRUB 試験やWOL試験によりき裂の発生や進展が無いことを報 告している[93]. 廣瀬らは, 超臨界圧水中における F82H 鋼のSCC感受性について、SSRT試験法を用いて報告し ている[96]. その結果,温度290-550℃,圧力23.5 MPa, 溶存酸素濃度0.2 ppmの条件下で、F82H鋼はSCCを発生 しないことを明らかとしている. これらの結果を踏まえ ると、SCCに関するさらなるデータの蓄積が必要ではあ るものの、F82H鋼のSCC感受性は、広い範囲の水条件 と温度において非常に小さいことが予想される。ここで 留意が必要なのは、上述のように核融合原型炉において は中性子重照射や強磁場など特有の環境となるため, 当 該環境を模擬した環境強度特性評価についても今後実施 する必要がある.

水素脆性評価に関連して,F82H鋼の多層盛溶接部と SUS316L鋼との異材レーザー溶接時における低温割れの 感受性を評価することを目的として,SSRT試験による低 温割れ感受性クライテリアの算出,溶接残留応力及び水素 の拡散・集積挙動の数値解析を実施した(図36).SSRT 試験を用いてF82H鋼の溶接熱影響部(HAZ)を対象と した低温割れ感受性を定量的に評価した結果,従来のク ライテリア(CSRT試験に基づく結果)よりも割れ発生 に至る限界応力及び水素量が低い値となり,より厳格な 条件での割れ発生のクライテリアを求めることができた. また,多層盛溶接部と異材レーザー溶接部を再現したメッ



図36 低放射化フェライト鋼溶接継手の水素脆化感受性評価結果.

シュモデルを構築し、熱弾塑性解析を行った結果,F82H 鋼のHAZにおいて高い引張残留応力が残存することがわ かった.これはF82H鋼のHAZではマルテンサイトが形 成されるため、著しく硬化することに起因しており、実 際の硬さ試験の結果とも合致することが確認された.こ の結果を用いて水素の集積挙動を計算した結果,F82H鋼 のボンド部近傍において水素の集積が生じる可能性が示 唆された.更に条件を種々に変化させて水素をチャージ した後、SSRT試験を行い、破断応力と水素量の関係を調 査した結果から求めた低温割れ感受性に関するクライテ リアと比較したところ、多層盛溶接部及び異材レーザー 溶接部のいずれにおいても低温割れを評価する指標とな るパラメータの値が限界値よりも小さくなっていること から、F82H鋼の溶接部における低温割れに関する危険性 は比較的低いものと推察された.

## 5.2 放射性腐食生成物評価モデルの開発の現状と課題

原型炉の保守点検期間における作業員の被ばく量低減 のために実施する安全評価を進めるにあたり、配管材料表 面に付着や熱流体中に分散する放射性腐食生成物(ACP) の量と分布を明らかにする必要がある. そのようなACP 評価をすべて実験的に評価することは困難であり、ACP 評価モデルに基づいた計算による評価が前提となる[97. 98]. 本サブタスクでは,特にa)液体リチウム鉛配管や エルボ内での腐食生成物の析出挙動評価,b)材料・環境 中へのトリチウム透過・移行挙動評価を主として、それ らの影響を考慮した核融合炉炉内構造物のACP量及び分 布を推定するための基本モデルを提案し、実用的なコー ド開発を目標に研究開発を進めている. 日本においては トリチウム透過・移行について大学を中心に研究開発を 進めており、高温高圧の1次冷却水中におけるブランケッ ト構造材料であるF82H鋼の水腐食挙動を調べるととも に、F82H鋼中のトリチウムが水中にどのように放出され てくるのかを実験的に調べ、その輸送の数値モデルを構 築することにより原型炉に要求される材料スペックの明 確化、技術仕様の提示をめざすものである、具体的には、

F82H鋼中のトリチウムが高温高圧水中で形成された表面 酸化膜や腐食生成物を介してどのように水中に放出され てくるのかを、トリチウム透過実験や表面分析実験によ り明らかにする.本研究により、ITERで利用されようと している1次冷却水の放射性腐食生成物評価コード(例 えばPACTITERやOSCAR-Fusion)に、原型炉の1次冷 却水の安全解析に必要なトリチウム輸送モデルを組み込 むことを視野に、高温高圧水中で想定されるF82H鋼表面 を介したトリチウム輸送モデルを構築することをめざす。

図37に、日本の原型炉の冷却材として、F82H鋼の冷 却配管におけるトリチウムの発生、溶解、透過に関する 課題をまとめた[99].トリチウムは、加圧水型原子炉 (PWR)相当の高温高圧下で、トリチウムを含む一次冷却 水とF82H鋼が腐食反応することにより発生することが予 想される.その後、発生したトリチウムはF82H鋼に溶解、 拡散・浸透し、冷却配管の外側である気相部に到達する. トリチウムの拡散、透過挙動を理解するためには、高温 高圧下での水素同位体の輸送に関する基礎データが必要 である.

図38に二重管を用いたトリチウム透過実験の模式図を 示す[100].内管はF82H鋼,外管はSUS316鋼である.



## Ex. Heat exchanger

図37 低放射化フェライト鋼配管におけるトリチウム関連課題の まとめ.



内管にはトリチウム水,外管には純水が入っており,外 管の外側を加熱炉で取り囲み加熱することでF82H鋼を 腐食させつつトリチウムの透過実験を行う.腐食実験開 始後,所定時間ごとに外管の純水を入れ替え,液体シン チレーション計数法により純水中のトリチウム濃度を測 定し,内管からのトリチウム透過量を測定する.その後, 電子プローブマイクロアナライザー(EPMA)及び二次 イオン質量分析(SIMS)により,試験体内壁面に形成さ れる酸化物層の評価を実施する.これまでに,知見の充 実しているINCONELとSUS316L鋼を用いた予備評価を 行い,実験体系の妥当性を確認している.

また,関連してF82H鋼表面に形成された皮膜の水素 同位体透過挙動についても予備的な評価を実施しており, F82H鋼表面の酸化膜性状が水素同位体の真空中または水 中への透過放出挙動に大きな影響を及ぼすことを示唆し ている.

## 6. まとめ

第1章ではF82H鋼の材料データの取得状況とその統計 的性質と活用法,さらには照射試験のための微小試験片 技術の開発状況について整理した.原型炉内部品の複雑 な構造の設計を完成させるためには,今回紹介した母材 の特性に加えて,接合部のデータをまとめることが不可 欠である.比較的データが豊富なTIG溶接やEB溶接に加 え,原型炉の主力となるレーザー溶接,さらには熱間等 方圧加圧(HIP)接合や摩擦撹拌接合(FSW)/線形摩擦 接合(LFW)などの先進技術に関しても開発段階に応じ て確実にデータ取得を進める必要があり,BAフェーズⅡ 活動の中心課題として取り組む計画である.

第2章では低放射化フェライト鋼による核融合ブラン ケット構造材料を対象とし,核融合原型炉開発における 材料照射効果予測技術開発の必要性ならびに材料照射プ ロセスを解明するための方法論について概説した.

続いて第3章では、現在BAフェーズⅡで取り組んでい る照射下体積スエリング予測のための基盤技術開発の全 体計画、及び各サブタスクにおける研究活動の現状及び 今後の課題について紹介した。有効な核融合中性子照射 環境が存在しない核融合炉材料照射研究において機構論 に立脚した照射材料挙動モデルの開発は重要課題であり、 体積スエリングはもとよりその要因であるミクロ組織発 達に関するモデル開発はBAフェーズⅡ活動の中心課題と して取り組む計画である。

第4章では照射構造体の設計ルールの考え方とそのため のアプローチについて導入的紹介を行った.一方,この ような新しい考え方は、最終的には照射実験を含めてよ く検証される必要がある.しかしながら、この検証プロ セス自体は、時間と資源の不足のため、現行のBAフェー ズII活動では対象としていない.例えば2030年代に稼働 が予定される核融合中性子源施設での照射実験によって 研究を進めることが合理的かつ効果的である.そのため、 これらの施設の利用を前提とした研究戦略の提示と検証 計画の具体化をBAフェーズII活動の重要な出口戦略とし て掲げている.

第5章では材料腐食特性ハンドブックの整備と核融合 炉内機器を対象としたACP評価モデルの構築について進 捗を述べた.今後は整備した腐食試験装置を活用し核融 合特有環境,特に磁場影響,過酸化水素添加影響,トリ チウム水影響などを明らかとし,網羅的な腐食特性デー タベースを構築し,腐食しろ決定やACP量評価など原型 炉設計に貢献する.

以上より,日欧協力を中心に,着実にTRL4段階の研究 開発を推進し,原型炉に向けた第2回チェックアンドレ ビューに貢献をするとともに,工学研究段階(TRL5)の 最大目標である設計対応データベース・構造設計ルール の整備を段階的にめざす.また,本誌では紙面の都合で 触れなかったが,サブタスク2-2で進めるベースラインタ ングステン及び銅合金の研究開発を同様に推進し,原型 炉に資する照射データベースの整備をめざす計画である.

#### 参 考 文 献

- [1] 原型炉研究開発ロードマップについて(一次まとめ)(平 成30年7月24日文部科学省核融合科学技術委員会).
- [2] 原型炉開発に向けたアクションプランの検討について (平成28年2月文部科学省核融合科学技術委員会原型 炉開発総合戦略タスクフォース).
- [3] アクションプラン項目別解説(令和5年4月25日第33 回核融合科学技術委員会).
- [4] 核融合原型炉研究開発に関する第1回中間チェックアンドレビュー報告書(令和4年7月20日文部科学省核融合科学技術員会).
- [5] フュージョンエネルギー・イノベーション戦略(令和 5年4月14日統合イノベーション戦略推進会議).
- [6] C. Cabet et al., J. Nucl. Mater. 523, 510 (2019).
- [7] H. Tanigawa et al., Nucl. Fusion 57, 092004 (2017).
- [8] A.-A.F. Tavassoli *et al.*, J. Nucl. Mater. **455**, 269 (2014).
- [9] H. Sakasegawa et al., Fusion Eng. Des. 161, 111952 (2020).
- [10] E. Gaganidze et al., Fusion Eng. Des. 135, 9 (2018).
- [11] 核融合中性子源 A-FNS 概念設計書,QST-R-19,量研 学術機関リポジトリ (2021).
- [12] W. Królas et al., Nucl. Fusion 61, 125002 (2021).
- [13] G.E. Lucas, J. Nucl. Mat. 117, 327 (1983).
- [14] G.E. Lucas, Metall. Trans. A **21A**, 1105 (1990).
- [15] P. Jung et al., J. Nucl. Mat. 232, 186 (1996).
- [16] G.E. Lucas et al., J. Nucl. Mat. 367, 1549 (2007).
- [17] R.L. Klue, Nucl. Eng. Des. Fusion 2, 407 (1985).
- [18] N.F. Panayotou *et al.*, J. Nucl. Mater. **103&104**, 1523 (1981).
- [19] K. Miyahara *et al.*, J. Nucl. Mater. **133&134**, 506 (1985).
- [20] A. Kohyama *et al.*, J. Nucl. Mater. **155-157**, 1354 (1988).
- [21] A. Kohyama *et al.*, J. Nucl. Mater. **179-181**, 417 (1991).
- [22] Y. Kohno et al., J. Nucl. Mater. 283-287, 1014 (2000).
- [23] E. Lucon, Comprehensive Mater Process. 1, 135 (2014).
- [24] T. Hirose et al., Fusion Eng. Des. 89, 1595 (2014).

- [25] T. Nozawa et al., Nucl. Fusion 61, 116054 (2021).
- [26] A. Bhattacharya *et al.*, J. Phys. Energy 4, 034003 (2022).
- [27] X. Chen et al., J. Nucl. Mater. 542, 152501 (2020).
- [28] H. Tanigawa et al., J. Nucl. Mater. 574, 154148 (2023).
- [29] T. Kato et al., Meas. Sci Technol. 34, 075015 (2023).
- [30] T. Nozawa *et al.*, Fusion Eng. Des. **157**, 111663 (2020).
- [31] S.J. Zinkle and A. Möslang, Fusion. Eng. Des. 88, 472 (2013).
- [32] S.J. Zinkle et al., Nucl. Fusion 57, 092005 (2017).
- [33] T. Muroga and H. Tanigawa, Fusion. Sci. Technol. 72, 389 (2017).
- [34] K. Morishita, J. Plasma Fusion Res. 84, 941 (2008).
- [35] R.E. Stoller, Primary Radiation Damage Formation (Comprehensive Nuclear Materials) (Amsterdam: Elsevier, 2012).
- [36] W. Setyawan *et al.*, J. Phys. Condens. Matter 27, 225402 (2015).
- [37] Y. Chen and K. Morishita, Nucl. Mater. Energy 30, 101150 (2022).
- [38] D.R. Mason *et al.*, J. Phys. Condens. Matter 26, 375701 (2014).
- [39] T. Jourdan and J.-P. Crocombette, Phys. Rev. B 86, 054113 (2012).
- [40] P.C. Millet et al., Comput. Mater. Sci. 50, 949 (2011).
- [41] Y. Yu et al., Comput. Mater. Sci. 110, 34 (2015).
- [42] T. Yoshiie *et al.*, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 352, 125 (2015).
- [43] R.E. Stoller and G.R. Odette, J. Nucl. Mater. 131, 118 (1985).
- [44] L.K. Mansur, Nucl. Tech. 40, 5 (1978).
- [45] Y. Watanabe *et al.*, Fusion. Eng. Des. **194**, 113899 (2023).
- [46] M. Ando et al., J. Nucl. Sci. Technol. 60, 1116 (2023).
- [47] J. Shi and N. Hashimoto, Nucl. Mater. Energy 16, 212 (2018).
- [48] M. Miyamoto *et al.*, J. Nucl. Sci. Technol. **59**, 1168 (2022).
- [49] K. Morishita and R. Sugano, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 255, 52 (2007).
- [50] H. Iwakiri *et al.*, Nucl. Mater. Energy **31**, 101157 (2022).
- [51] S. Kano et al., J. Nucl. Mater. 533, 152088 (2020).
- [52] X. Wu et al., Materials Sci. and Eng. A, 826, 141995, (2021)
- [53] Y. Takayama et al., J. Nucl. Mater. 442 (2013) S23.
- [54] D.R. Mason et al., J. Appl. Phys. 126, 075112 (2019).
- [55] S.L. Dudarev et al., Nucl. Fusion 58, 126002 (2018).
- [56] D.S. Gelles and C.Y. Hsu, DOE/ER-0313/7 Semi-annual Progress Report, p106 (1989).
- [57] IAEA, Pressurized thermal shock in nuclear power plants: good practices for assessment, IAEA-TEC-DOC-1627 (2010).
- [58] IAEA, Integrity of Reactor Pressure Vessels in Nuclear Power Plants: Assessment of Irradiation Embrittlement Effects in Reactor Pressure Vessel Steels, Nuclear Energy Series No. NP-T-3.11, IAEA, Vienna (2009).

- [59] F.A. Simonen *et al.*, VISA-II-A computer code for predicting the probability of reactor pressure vessel failure, NUREG/CR-4486 (1986), U.S. Nuclear Regulatory Commission.
- [60] P.T. Williams et al., Fracture Analysis of Vessels -Oak Ridge FAVOR, v16.1, Computer code: theory and implementation of algorithms, methods, and correlations, ORNL/LTR-2016/309 (2016), U.S. Nuclear Regulatory Commission.
- [61] Electric Power Research Institute, BWR reactor pressure vessel shell weld inspection requirements, EPRI-TR-105697 (1995).
- [62] Westinghouse Electric Company, Risk-Informed extension of the reactor vessel in-service inspection interval, WCAP16168-NP-A, Rev. 3 (2011), Westinghouse Electric Company.
- [63] S. Majumda and P. Smith, Fusion Eng. Des. 41, 25 (1998).
- [64] T. Oohira et al., Fusion Eng. Des. 9, 95 (1989).
- [65] 福島英二 他: 鉄と鋼 75, 879 (1989).
- [66] Z. Xie et al., Fusion Eng. Des. 136, 706 (2018).
- [67] Y.Q. Wang et al., Fusion Eng. Des. 141, 68 (2019).
- [68] T. Itoh and T. Yang, Int. J. Fatigue 33, 1025 (2011).
- [69] T. Itoh et al., Procedia Eng. 55, 457 (2013).
- [70] S.H. Doong et al., J. Eng. Mater. Technol. 112, 456 (1990).
- [71] D.F. Socie and G.B. Marquis, Multiaxial fatigue, Society of Automotive Engineers International, 129 (2000).
- [72] L. Xu et al., Int. J. Fatigue 170, 107555 (2023).
- [73] F.M. Beremin, Metall. Trans. A 14, 2277 (1983).
- [74] ISO 27306: 2016: Metallic materials Method of constraint loss correction of CTOD fracture toughness for fracture assessment of steel components (2016).
- [75] K. Shimizu et al., Trans JSME 86, 19-00438 (2020).
- [76] M. Ohata et al., Int. J. Damage Mech. 19, 441 (2010).
- [77] S. Komazaki *et al.*, J. Soc. Mater. Sci. Japan **70**, 140 (2021).
- [78] M. Kako et al., Plasma Fusion Res. 17, 2405102 (2022).
- [79] M. Kako et al., Fusion Eng. Des. 194, 113709 (2023).
- [80] H. Tanigawa et al., Fusion Eng. Des. 83, 1471 (2008).
- [81] T. Nozawa et al., J. Nucl. Mater. 427, 282 (2012).
- [82] H. Kishimoto et al., J. Nucl. Mater. 442, S546 (2013).
- [83] H. Sakurai *et al.*, Nucl. Mater. Energy **31**, 101171 (2022).
- [84] Y. Kawamura *et al.*, Fusion Eng. Des. **136**, Part B 1550 (2018).
- [85] Y. Someya *et al.*, Fusion Eng. Des. **98-99**, 1872 (2015).
- [86] T. Tanaka *et al.*, J. Plasma Fusion Res. **92**, 112 (2016).
- [87] G. Federici et al., Fusion Eng. Des. 141, 30 (2019).
- [88] A. Del Nevo et al., Fusion Eng. Des. 124, 682 (2017).
- [89] N. Asakura et al., Nucl. Fusion 61, 126057 (2021).
- [90] J. H. You et al., Fusion Eng. Des. 175, 113010 (2022).
- [91] N. Nakazato *et al.*, Fusion Eng. Des. **159**, 111681 (2020).
- [92] 米田公俊 他:日本原子力学会誌 59, 33 (2017).
- [93] M. Nakajima et al., Fusion Eng. Des. 146, 1912

(2019).

- [94] W. Guan et al., Fusion Eng. Des. 155, 111719 (2020).
- [95] S. Kano et al., J. Nucl. Mat. 563, 153639 (2022).
- [96] T. Hirose et al., J. Nucl. Mat. 367-370, 1185 (2007).
- [97] M. Morinari et al., Energies 16, 4726 (2023).
- [98] E.L. Piccolo *et al.*, Corros. Mater. Degrad. 2, 512 (2021).
- [99] 大塚哲平 他:日本原子力学会春の年会, 2L14 (2021).
- [100] 大塚哲平 他:日本金属学会2023年秋期(第173回) 講 演大会予稿(2023).