

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

6. 低放射化フェライト鋼データベースの現状と課題

芝 清之, 笠田 竜太¹⁾, 野上 修平²⁾, 中田 隼矢, 大久保 成彰

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, ²⁾東北大学工学研究所

(原稿受付: 2011年1月24日)

低放射化フェライト鋼の特性および照射データに関しては, 国内においては F82H 鋼を中心にデータが取得されデータベース化されており, 基本的な機械的特性, 物理特性, 熱時効特性など, 機器設計に必要なデータは概ね整備されている。また, 照射特性についても, HFIR 照射や FFTF 照射などにより, 広い照射温度, 照射量にわたる照射データが蓄積されている。また, F82H 鋼は IEA 低放射化フェライト鋼の共通鋼として, 各国の照射プログラム中でも比較材料として照射されており, 多くの照射データが得られている。本章では F82H 鋼の各特性データについて紹介するとともに, 照射データ取得, 特に IFMIF 照射の基本要件となっている微小試験片技術開発の成果, 機器の長寿命化に必要な耐照射性向上に向けた研究の成果についてまとめた。

Keywords:

mechanical properties, physical properties, thermal aging properties, irradiation behavior, miniature specimen testing techniques, welded joints, thermal treatment optimization, alloying elements optimization

6.1 基本特性

F82H 鋼は, ボイラー用耐熱鋼である改良 9Cr-1Mo 鋼をベースとした合金であり, 低誘導放射化のために Mo を W, Nb を Ta に置換したものである。そのため, 基本的な特性としては, 改良 9Cr-1Mo 鋼に近い特性となっている。F82H 鋼の基本的な特性の多くは, 1994年から IEA で実施された低放射化フェライト鋼に関する共通試験として各国の研究機関で取得され, 国際的に共通のデータベースとしてデータの共有が図られている。これまでに取得された基本的特性としては, 引張, 韌性, 疲労, クリープ等の機械的特性の他, ヤング率や熱伝導率, 熱膨張率などの物理的特性, CCT 曲線などの冶金学的特性に加え, 熱時効特性等広範囲にわたっており, 機器設計に必要な特性データについて概ね網羅されている。

6.1.1 引張特性

図 1 に F82H 鋼 IEA ヒート材の引張特性を示す[1]。室温での降伏応力, 引張強さはそれぞれ, 550 MPa, 680 MPa 程度であり, 温度の上昇に従い強度は低下する。450℃ 以上では比較的強度の低下が大きくなり, 550℃ での降伏応力は約 360 MPa である。室温から 450℃ までの破断伸びは約 20% であり, それ以上の温度では伸びは上昇する。また, 絞りは室温以上の温度で 80% 以上となっている。

6.1.2 衝撃・韌性特性

図 2 に F82H 鋼 IEA ヒート材の JIS 標準試験片を用いたシャルピー衝撃特性 (上: エネルギー遷移曲線, 下: 脆性破面率遷移曲線) を示す[1]。延性脆性遷移温度 (DBTT) はおよそ -40℃ であり, 上部棚吸収エネルギー (USE) はおよそ 280 J となっている。

6.1.3 疲労寿命評価

原型炉ブランケットでは, 運転初期のパルス運転モード時やディスラプション等による疲労, 冷却媒体流動による疲労など, 様々な疲労が構造材料に生じることが想定されるため, 設計時および供用中において(余)寿命評価が必要であり, 構造材料の疲労寿命データベースが不可欠となる。図 3 に, F82H IEA ヒート材の室温から 650℃ までの代表的な低サイクル疲労寿命データを示す[2-9]。実線および点線は, それぞれ室温データの近似曲線[8]とその Factor of 2 (倍半分) の範囲を示す。室温データについては, 複数の機関で比較的多くのデータが取得されているが, データの精度を判定する一つの指標である Factor of 2 の範囲を超えるものもあり, 今後, それぞれのデータの精度を再検

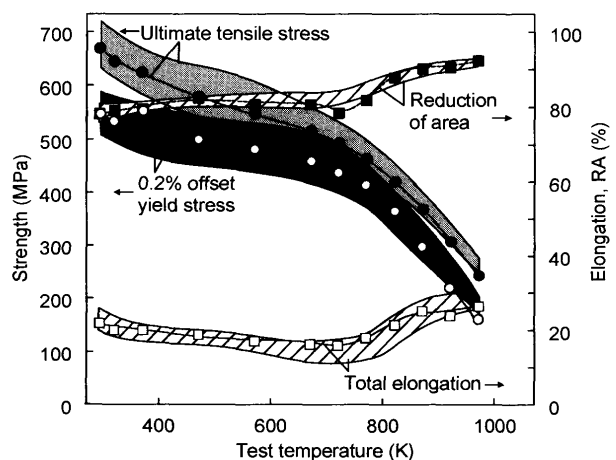


図 1 F82H 鋼 IEA ヒート材引張特性[1].

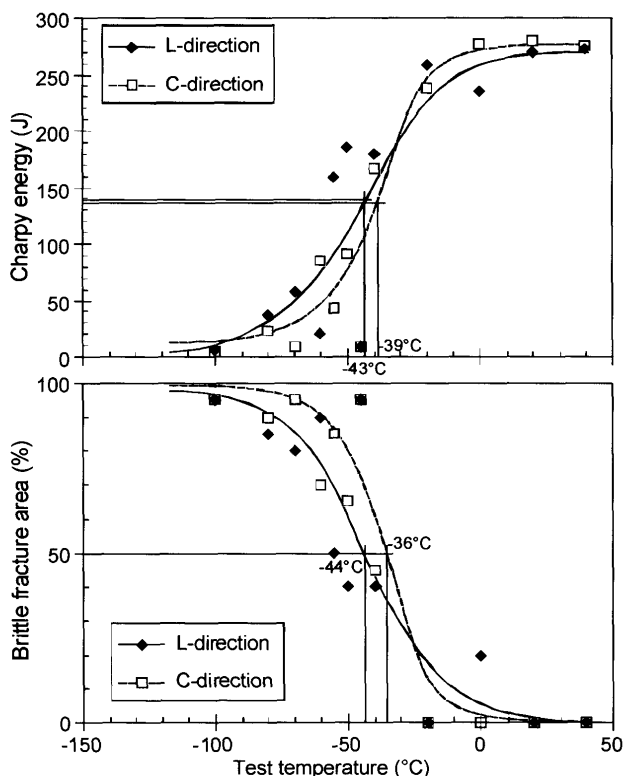


図2 F82H 鋼 IEA ヒート材シャルピー衝撃特性[1].

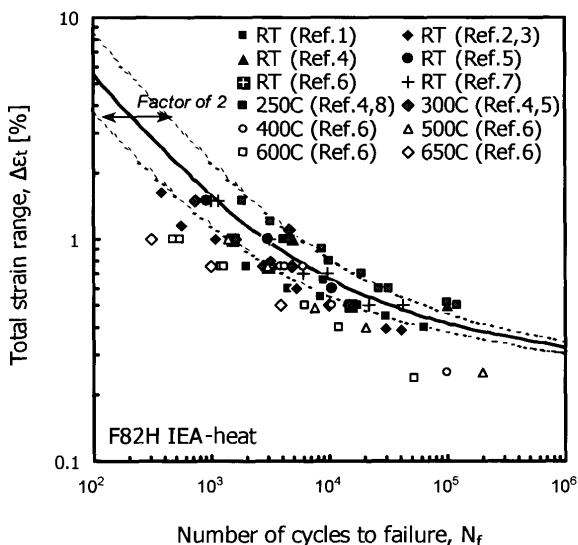


図3 F82H 鋼の代表的な低サイクル疲労寿命。(Ref.1-8 は参考文献[2-9] に対応する)

証し、最適疲労設計曲線を構築する必要がある。一方、高温データについては、かなり限定されたものしか現状では取得されていない。低放射化フェライト鋼を使用したブランケットの最高使用温度は550°Cが想定されており、設計マージンを考慮した600°C~700°Cまでの疲労寿命データの整備が喫緊の課題と考えられる。最後に、幅広いアプローチでは、介在物を低減したF82H BA07ヒートが開発された。この材料の疲労寿命データの整備は始まったばかりであるが、 10^5 サイクル程度までの低サイクル疲労では介在物低減の効果が小さいのに対し[8]、 10^5 サイクルを超える高サイクル疲労では介在物低減により寿命が延伸する

[10]という結果が一部報告されている。

6.1.4 クリープ評価

F82H 鋼は、ボイラー用耐熱鋼である改良9Cr-1Mo 鋼をベースに、低誘導放射化の観点からMoをW, NbをTaに置換することにより、高温強度を実現している。F82H についてはこれまでに多くのヒートが作られている。図4は、F82H 鋼以前に開発されたTa無添加のF82 (1985年, 150 kg 溶解)[11], Original F82H (1986年, 150 kg 溶解)[11], F82H Pre-IEA heat (1989~90年, 5 t×2 溶解), F82H IEA heat (1994~95年, 5 t×2 溶解), P91 (改良9Cr-1Mo 鋼・板材)[12]のクリープ試験結果を Larson-Miller parameter (LMP) : $T(\log t_r + C)/1000$ (T : 試験温度(K), t_r : 破断時間(h), C : 定数) で整理した結果である。F82 と比べF82H 鋼のクリープ強度は高く, Ta添加がクリープ強度向上に寄与することが確認できる。耐熱構造材料の実用化に必要なクリープ特性のデータ取得には, 10年以上の膨大な時間を要するが, F82H については10万時間を超えるクリープデータが既に取得されている。また, 高Crフェライト系耐熱鋼では, 溶接部でのクリープ特性が著しく低下する Type IV 損傷が運用上の大きな問題となるが, 幅広いアプローチの中で, 溶接材を用いた1万時間以上のクリープ試験を実施中であり, F82H の Type IV 損傷の発現条件なども明らかになりつつあり, ブランケットモジュールの構造設計に必要な基礎データはほぼ揃いつつある。

6.1.5 時効効果

核融合ブランケットは現在の設計条件において、280°Cから550°Cの温度範囲で使用されることになる。F82H 鋼の主な析出物はCr炭化物であるが、高温での長時間使用により、炭化物の粗大化や他の析出相の生成により材料特性に変化が生じる。F82H 鋼に関しては、400~650°Cの温度範囲で10万時間までの時効試験を実施し、長時間使用時の材料特性変化についてのデータが得られている[13]。図5にF82H 鋼の TTP 線図を示すが、 $M_{23}C_6$ 炭化物の他に、時効により Laves 相 (Fe_2W) と M_6C 炭化物が析出する。Laves 相は650°Cを中心に3,000時間程度の比較的短時間で析出し、 M_6C 炭化物は550°Cでは1万時間以上で析出する。

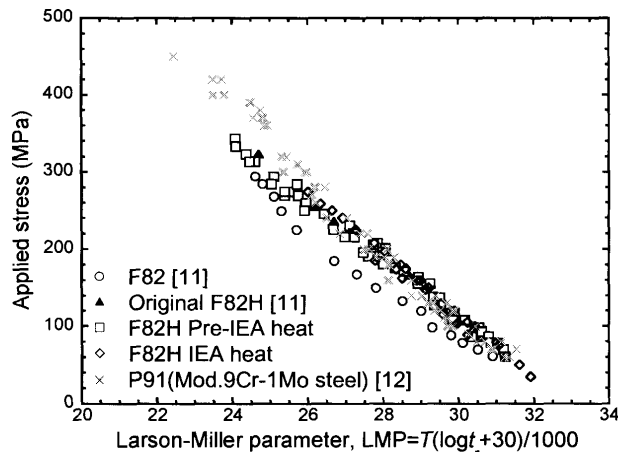


図4 F82H 鋼クリープ破断特性 (L-M プロット).

図6はF82H鋼の時効によるシャルピー衝撃特性の変化であり、DBTTは550℃以上の温度での時効により上昇し、550℃においても10万時間でDBTTは室温以上に上昇する。これらの靱性低下は主にLaves相の析出に起因する。

図7にF82H鋼の時効による引張特性変化を示すが、強度は600℃以上の時効温度で低下し、特に650℃では短時間の加熱でも急激に低下する。これは $M_{23}C_6$ 炭化物の粗大化によるものであり、マトリクス中のCが炭化物として析出することにより、マルテンサイト母相が回復する。また、これらの析出物の粗大化は延性も低下させる。これらの熱時効による材料の劣化を勘案し、最高使用温度が550℃のブランケットではおよそ2年程度が寿命となると考えられる。

6.1.6 物理特性

物理的特性としては、これまでにF82H鋼母材に関して、比重、ヤング率（縦弾性係数）、剛性率、ポアソン比、比熱、熱伝導係数が、室温から800℃程度までの温度範囲で取得されており（図8）[1]、設計に必要な物理特性データは概ね整備されていると考えられる。

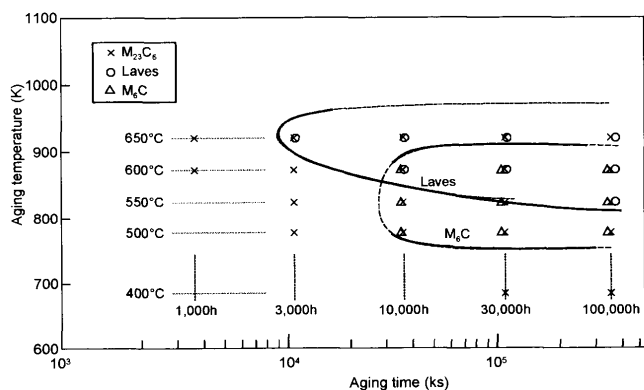


図5 F82H鋼 IEA ヒート材の TTP 線図[13].

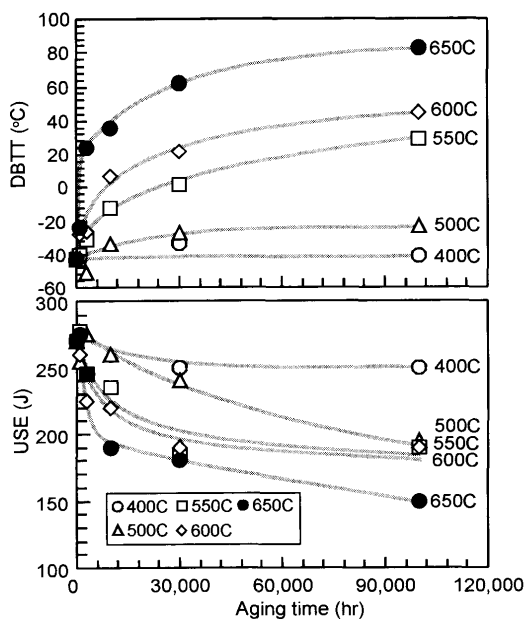


図6 F82H鋼 IEA ヒート材の衝撃特性時効変化[13].

6.2 中性子照射データ

6.2.1 微小試験片評価技術

引張特性試験には中実丸棒試験片が用いられることが多いが、照射試験の場合、照射体積の問題から平板型試験片が用いられる。結晶粒径が極端に大きくなければ引張特性におけるサイズ依存性はそれほど顕著ではないが、平板試験片の場合、矩形比や断面積とゲージ長さの比率などにより伸びに違いが現れるため、異なった試験片を用いた試験結果を比較する場合には注意が必要である。これまで、中性子照射試験においては、原研/DOE協力試験（HFIR

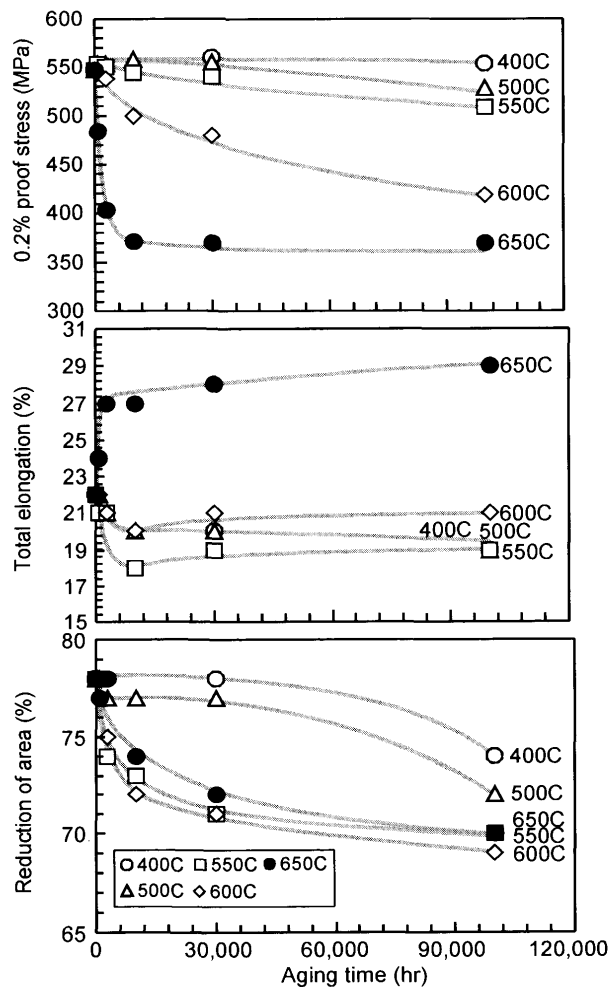


図7 F82H鋼の時効による引張特性変化[13].

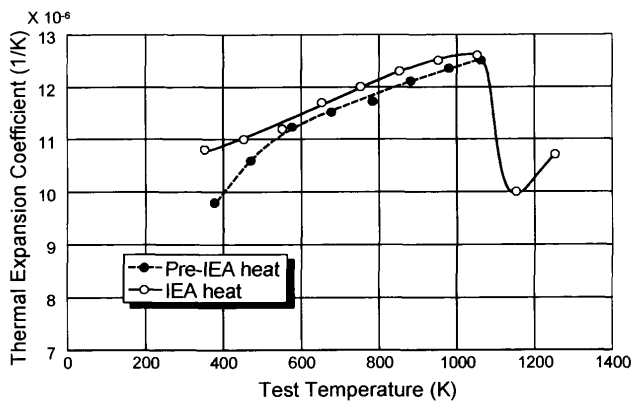


図8 F82H鋼の熱膨張係数[1].

照射等)でSS-1型, SS-3型の平板試験片が, また, 大学/DOE協力試験(FFTF/MOTA照射等)ではSS-J型の平板試験片が用いられてきた. SS-1型とSS-3型試験片は, 試験部の断面積は同一であるが, ゲージ長さがSS-3型の方が短いので, くびれ発生後の伸びのゲージ長さに対する割合の関係から, SS-3型試験片の方が破断伸びは必ず大きく現れる. SS-J型試験片はSS-3型試験片よりも小型であるが, 試験片厚さが0.25 mmと薄いため試験機の精度に敏感であり, 斜めのせん断破断となることが多く, 特に, 絞り値を得ることが困難であった. 照射材を用いてSS-J型試験片に対する試験片厚さや試験片サイズに関する検討の結果, 試験片厚さは0.5 mm以上必要であるとの結果から, 最近の照射試験では, SS-J試験片の3倍の厚さであるSS-J3型試験片(図9)を用いている.

低放射化フェライト鋼の使用に際しては, 供用中の高速中性子照射による破壊靱性の低下, すなわち照射脆化を考慮する必要がある. 照射脆化を簡便に評価する手法として, 上部棚エネルギーや延性脆性遷移温度(DBTT)を評価するシャルピー衝撃試験は広く用いられている手法である. 商用軽水炉の原子炉圧力容器もフェライト系材料製であるために照射脆化を考慮する必要があり, 監視試験として $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$ サイズのJIS規格試験片を用いた評価が行われている. ここで得られたDBTTをもとに, 破壊防止基準として最低使用温度の制限により, 材料中に想定される欠陥(き裂)による不安定破壊(外力の増加無しにき裂が進展すること)が生じないだけの十分な「破壊靱性」を有する温度以上で用いることを規定している. 一方, 核融合炉構造材料開発においては, 異なる候補材料の照射脆化挙動を比較や, 照射脆化挙動の把握のために, シャルピー衝撃試験を活用しているが, 照射体積の観点からJIS規格試験片より小さい $1.5 \times 1.5 \times 20 \text{ mm}^3$ や $3.3 \times 3.3 \times 20 (23.6) \text{ mm}^3$ の微小試験片を用いている. しかし, 衝撃特性に試験片サイズ効果が存在することは広く知られており, 異なる試料サイズ間の結果の比較は容易ではない. 前述の軽水炉圧力容器鋼の監視試験においても, 部材の厚肉化とともに板厚効果が問題となり, 非延性破壊防止基準であるシャルピー衝撃試験等によるDBTTを活用しつつ, 破壊力学に基づいた参照遷移温度の概念を取り入れることとなった[14]. 更に近年は, へき開破壊靱性値 K_{Jc} に対応する参照温度そのものを, 破壊力学的に評価するマスターカーブ(MC)法が用いられつつある. MC法の利点は, 試験片サイズ効果(板厚効果)を最弱リンクモデルに基づく解析的な補正により微小試験片を適用可能であるという点と, 統計処理により, 比較的少数の試験片で参照温度を評価可能な点である. 低放射化フェライト鋼が核融合炉ブランケットでは薄肉構造に用いられることや, IFMIF等の材料照射体積の制約から, 微小試験片を用いたMC法の活用が期待されるが, 実際にF82H鋼(BA07材)の K_{Jc} の温度依存性を評価すると, 図10のように, ASTM標準のMCとは異なる温度依存性が確認されており, 低放射化フェライト鋼に適用可能なMC法の改良を進めている[15, 16]. また, MC法の成立性は, 照射脆化が生じてMC形状が変わらない

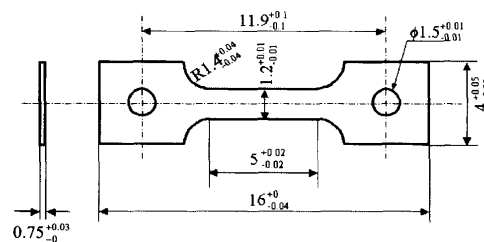


図9 SS-J3型平板引張試験片.

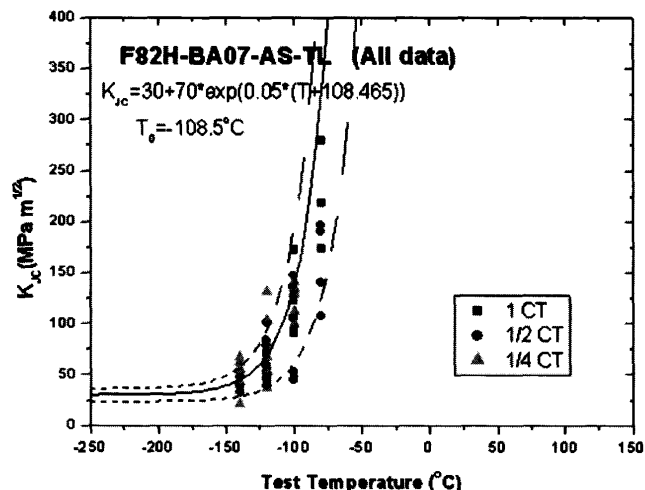


図10 F82H鋼BA07材の K_{Jc} (1CT換算)の温度依存性.

という前提に基づいている. 重照射を受けることによる変形機構の変化[17]や, 粒界ヘリウム脆化による破壊機構が変化[18, 19]を示す可能性のある低放射化フェライト鋼にもMC法を適用可能かどうかは, 更なる検討が必要である. 今回, 延性領域(高温領域)における弾塑性破壊靱性(J_{Ic})評価の現状と課題や, 動的破壊靱性(K_{Id})評価の必要性に関する議論については省略した. いずれも核融合炉機器の保全と密接に関連する課題であり, 核融合炉開発の進展とともに研究を進めていくことが必要である.

微小試験片を用いた疲労試験では, 試験片の形状, サイズ, 加工法, 表面処理の最適化や, 歪計測の精度, 照射材の試験を想定した遠隔制御性などが代表的な開発課題として挙げられる.

試験片の形状とサイズに関しては, これまでに国内では直径1 mm程度の砂時計型および平滑丸棒型の試験片が適用されてきた. 図11に, 低放射化フェライト鋼F82H IEAヒート材における, 最小断面の直径が1.25 mmの砂時計型疲労試験片および平行部直径が1.00 mmの平滑丸棒型試験片の低サイクル疲労寿命データ[3, 4, 8, 20, 21]と, 標準試験片(平行部直径が数 mmの平滑丸棒型試験片)の低サイクル疲労寿命の近似曲線[21]を示す. 砂時計型試験片は, 標準試験片に比べ, 歪の大きな条件ではわずかに長寿命となり, 歪の小さな条件では短寿命となった. 前者については, 砂時計型試験片では径方向歪を制御し, ASTMの換算式[22]により軸歪に換算するため, その換算式の妥当性が指摘されている[23-26]. 後者については, 砂時計型試験片に特有の応力集中が原因の一つとして考えられている

[8, 24]. これに対し、平滑丸棒型試験片においては、砂時計型試験片におけるこれら潜在的な要因を有していないため、顕著な寿命差は確認されていない。平滑丸棒型微小試験片および試験システムの開発は近年開始されたことから取得データが少なく、さらに、砂時計型試験片に比べ潜在的に座屈に弱いことから、歪の大きな条件での試験が困難であるという課題が残されている。最後に、平行部直径が1.00 mmの平滑丸棒型試験片が標準試験片と同等の寿命を示したことから、直径1 mm程度のサイズまで、試験片サイズの疲労寿命への影響は無視できるレベルであると考えられる。

6.2.2 強度特性

照射により材料は照射硬化し、降伏応力や引張強さが上昇する反面、伸びが低下し、延性が劣化する。低放射化フェライト鋼では、照射硬化を起こす温度範囲はおおよそ350°C以下であり、250°C程度の照射温度で最も顕著となる。400°C以上の照射温度では照射硬化はほとんど起こらず、600°C以上ではマルテンサイト母相の回復により軟化する。図12はF82H鋼の降伏応力の照射量依存性を示したものの[28]であるが、30 dpaまでの照射で、400°C以上の照射温度では強度変化がないのに対し、200~300°Cではおおよ

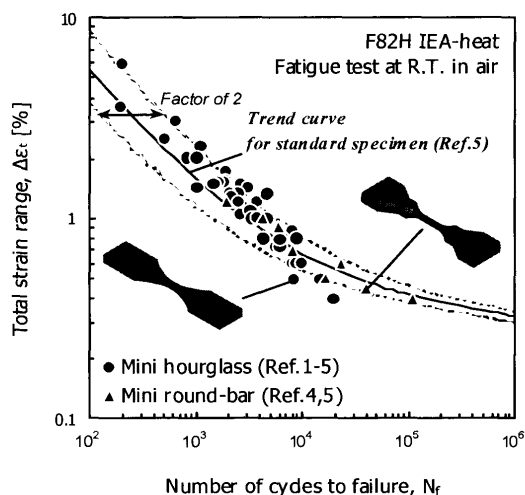


図11 F82H鋼疲労特性の試験片による相違 (Ref.1-5はそれぞれ参考文献[3-4, 8, 20-21]に対応する)。

そ照射量の対数に比例した照射硬化を示している。そのため、照射硬化は徐々に飽和する傾向を示し、EUで実施されたBOR60等を用いた照射試験では照射硬化は325°Cの照射において、30~40 dpaでおおよそ飽和し、その時の照射硬化量は500 MPa程度であった[29]。これをF82H鋼に適用すると、飽和時の降伏応力は900~1,000 MPaとなり、50 dpa程度でほぼ飽和するものと推測される。この飽和強度レベルと到達照射量を確認するため、HFIR炉を用いた重照射試験を実施している。

また、照射硬化した材料については、図13に示すように降伏後に応力が急激に減少するような特異な応力-歪挙動を示し、均一伸びが極めて小さくなる。これは転位チャネリングによる局所変形が原因と考えられており、このような均一変形の乏しい材料を設計方法についても考慮する必要がある。また、変形挙動への引張速度の影響についても調べられており、照射硬化の程度により変形速度の影響が異なって現れるものと考えられる[30]。

照射の影響は照射脆化という現象として最も顕著に表れる。マルテンサイト系材料であるF82H鋼等の低放射化フェライト鋼には低温脆性という特性があり、ある一定の温度(DBTT)以下の温度域では脆性的に破壊する。照射硬化を起こした材料では図14に示すように、材料の靱性が低下しDBTTが上昇する[31]。また、核変換によって材料中に生成するHeも材料の靱性に大きな影響を及ぼす。図15は材料中に生成するHeを模擬するためにB同位体を

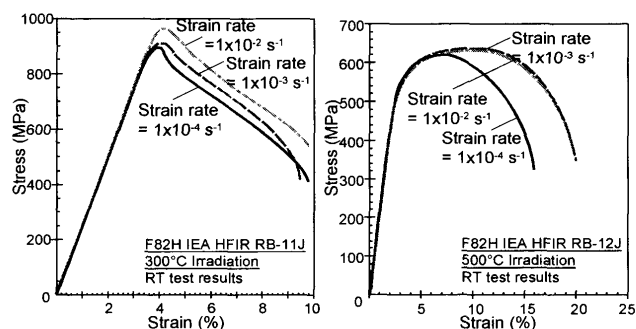


図13 F82H鋼照射材応力-歪曲線[30]。

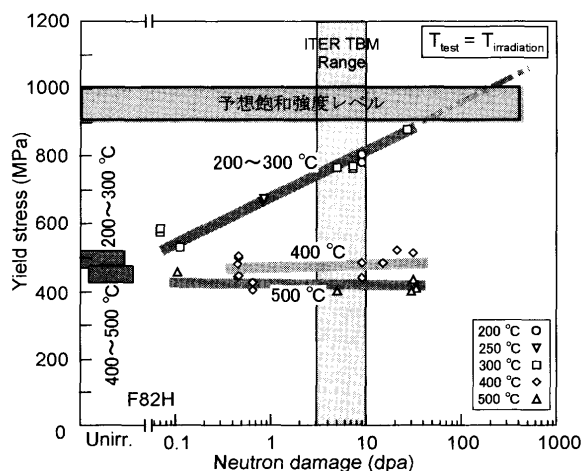


図12 F82H鋼の中性子照射による降伏応力の変化[28]。

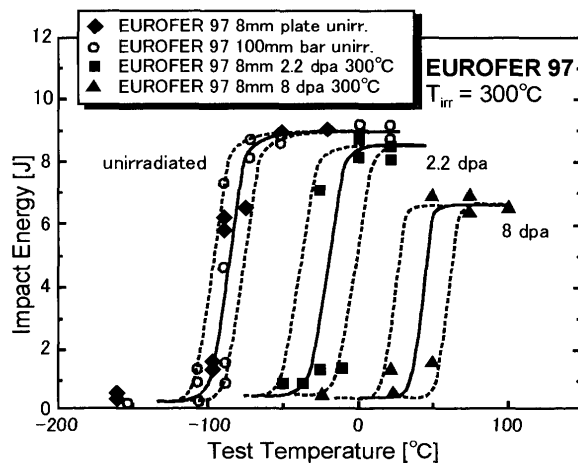


図14 低放射化フェライト鋼EUROFER97照射材のシャルピー吸収エネルギー遷移曲線[31]。

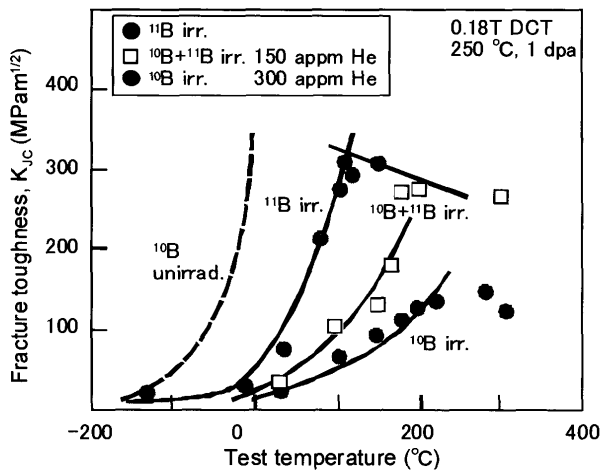


図15 F82H 鋼ボロン同位体添加材の照射後破壊靱性の温度依存性[32].

添加し、10B から生成する He の効果を調べたものであるが[32], He 生成材では靱性値は低下し, DBTT も上昇している. DBTT が 100°C 以上に上昇した場合, システム上運用が困難となるため, ブランケット構造材料の照射脆化挙動の把握が極めて重要である.

疲労特性への照射の影響に関しては, 6.2.1節で述べたように, 微小試験片を用いた疲労試験が困難であるため, 中性子照射材を用いた照射後疲労試験データはほとんど得られていない. 低温で照射を受け, 大きく照射硬化した材料では, 均一伸びがほとんどなく, 転位チャネリングによる不均一変形が生じることにより, 材料中に微小亀裂が発生し, 疲労特性を大きく劣化させることも考えられる. また, 高温においては, 照射欠陥の導入により疲労損傷の動的な回復も考えられる. さらに, 照射後疲労試験では試験中に照射欠陥の回復も生じるため, 照射下疲労特性とは異なることも考えられる.

クリープ特性への照射の影響については, 照射により照射欠陥が導入されることにより, クリープ変形は促進される. 照射下クリープ試験には, 不活性ガスを充填した薄肉円管を用いた加圧管クリープ試験が一般的に用いられる. 図16は F82H 鋼と同じく低放射化フェライト鋼である JLF-1 鋼 (9Cr-2WVTa 鋼) について, FFTF/MOTA 照射および HFIR 照射によって得られた照射下クリープ定数 B を照射温度に対してプロットしたものであり, 照射下クリープ歪 ϵ は, $\epsilon = B(\phi t)\sigma^n$ として表される (ϵ : 照射下クリープ歪, B : 照射下クリープ定数 ($\text{MPa}^{-1.5} \text{cm}^2/\text{n}$), ϕt : 中性子フルエンス (n/cm^2), σ : 有効応力 ($\text{MPa} = \text{フープ応力の } \sqrt{3}/2$), n : 応力乗数 ($=1.5$)) [33]. この結果から, 550°C ($B = 1.5 \times 10^{-28}$) において, 100 MPa の有効応力で 100 dpa まで照射した場合のクリープ歪は 2% 程度と推測される.

溶接部は溶融した金属が凝固した溶金部(WM), 溶接時の熱の影響を受けた熱影響部(HAZ)など, 組成的, 組織的に不均一であり, 母材とは異なった性質を有している. また溶接部近傍の HAZ も焼き入れ, あるいは過度に焼き戻された状態と場所によって異なり, 母相であるマルテンサ

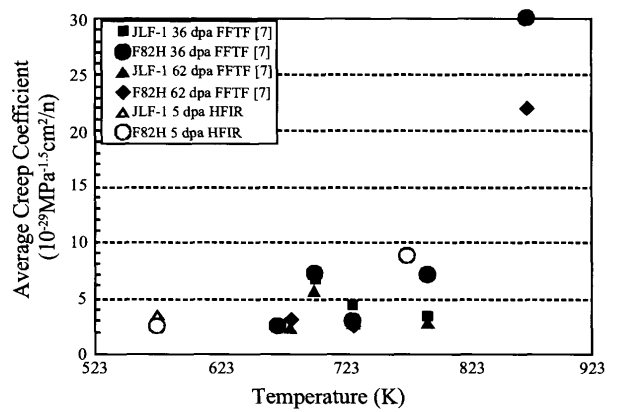


図16 中性子照射材における照射下クリープ係数[33].

イト組織の状態や析出物の状態が元の母相とは異なっている. そのため, 溶接部の照射に対する挙動も母材とは異なっている. 図17は TIG 溶接継手の照射後の引張試験結果を示したものであり, WM 部は母材よりも高強度であるのに対し, HAZ 部は強度が低くなっている. また, WM と HAZ を含む継手材 (WJ) では HAZ と同じ挙動を示し, 継手全体の強度は最も強度の低い HAZ 部に支配されることとなる [30]. 溶接部近傍の硬さを微小硬さ計で調べた結果 HAZ 部のうち, マルテンサイト変態を起こす変態温度以上に加熱された部分と, マルテンサイト変態を起こさず, 高温で焼戻された領域の境界 (変態線) 近傍の硬さが最も低く, この変態線近傍の強度が継手強度を支配していることを示している [34].

溶接部の組織の不均一性は照射硬化に対しても現れており, 図18に示すように, HAZ 部を含む WJ 材では照射硬化量が母材あるいは WM 部よりも少なく, 照射前から低強度

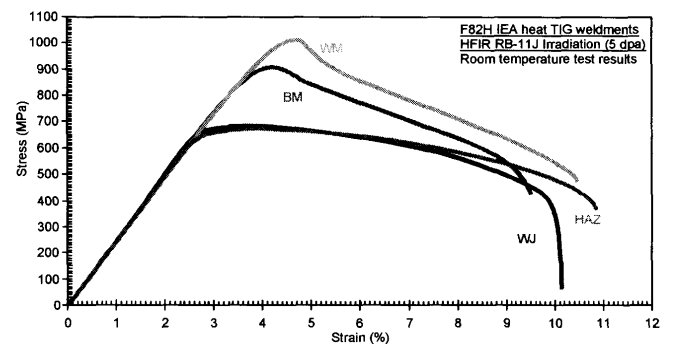


図17 F82H 鋼溶接材の照射後引張試験における応力-歪曲線 [30].

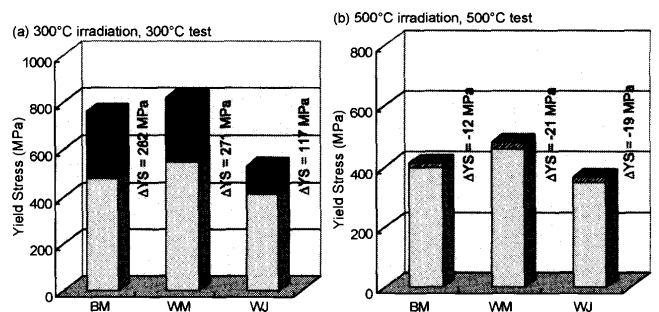


図18 F82H 鋼溶接材の照射後引張試験における照射硬化量[30].

である HAZ 部では照射硬化量が少ないことから、照射後には WM 部との強度差がさらに拡大することになる [30]。また、溶接継手照射材の微小硬さを評価した結果、前述の変態線近傍で照射硬化量が最も少なかった [34]。そのため、溶接部では大きな応力を受けた場合には局所的な変形が生じることになるため、特に照射硬化量の大きな部分での溶接継手の使用については注意を要する。一方で、HAZ 部での照射硬化の低減は材料自体の耐照射性向上手法を示唆しており、HAZ 部相当の熱処理により耐照射性の向上が期待できる。

6.3 耐照射性向上に向けた試み

これまでに得られた結果に対応し、低放射化フェライト鋼の性能向上に対する検討が実施されている。耐照射性向上に向けた開発の成果を紹介する。

6.3.1 熱処理最適化による耐照射性向上

照射による材料の強度変化は、微細組織変化を通してもたらされることから、照射前の微細組織を制御することにより、照射後の強度特性を改善することが可能である。表 1 に中性子照射を行った F82H の熱処理条件を示す。各熱処理条件は、F82H IEA ヒート材の焼きならしおよび焼き戻し熱処理を基本とし、溶接材の熱影響部、HIP (Hot Isotropic Pressure) 処理、溶接後熱処理等を考慮し決定した。これらの熱処理材に対して、まず、原子力機構高崎研究所の TIARA 施設でイオン照射を行い、超微小硬さ試験により照射硬化量を評価し、熱処理効果を調べた。イオン照射結果を元に、米国オークリッジ国立研究所にて中性子照射を行った。照射後引張試験の結果を図 19 に示す。図から明らかのように、照射前の熱処理により、照射硬化低減が可能である。また、照射硬化は照射量に対して飽和傾向を示す。照射硬化と照射による DBTT の上昇は比例関係があることが知られており、本熱処理材料は、IEA ヒート材と比較して低い DBTT であることが期待できる。

6.3.2 添加元素量最適化による耐照射性向上

核融合炉ブランケット材料は 280℃ から 550℃ の温度範囲で使用されるが、このような使用温度で最も懸念されるのは、照射硬化およびヘリウム脆化による破壊靱性の低下と DBTT の上昇である。そのため、照射前の特性として極力、高靱性としておく必要がある。また、低放射化フェライト鋼の照射挙動を比較してみると、基本的に照射による DBTT 上昇量はほぼ一定であり、照射前の DBTT を低くすることが照射硬化による脆化の点からの材料の寿命を延ばすことに有効である。

F82H 鋼に関して、Ti, N, Ta などの添加元素と DBTT との関係調べた結果、Ti が TiN 生成により材料の靱性に大きく影響すること、Ta 添加量を 0.1% 程度にすることにより結晶粒微細化による靱性向上が得られることがわかった [28]。これらの知見から、TiN 析出抑制、および誘導放射能低減の目的から、Ti 量を 10 ppm 以下、N 量を 20 ppm 以下に低減し、Ta 量を 0.1% とした仕様の F82H mod3 を開発した。F82H mod3 の特徴は、結晶粒径が 20 μm 程度と微細であり、DBTT が -90℃ 程度と、F82H IEA ヒート材

表 1 F82H 鋼 (IEA) および熱処理工夫材 (Mod1) の熱処理条件。

	Normalizing	Tempering	Heat treatment1	Heat treatment2
IEA			N/A	N/A
Mod1A	1040℃/40m in	750℃/1h	800℃/0.5h	700℃/10h
Mod1B			860℃/0.5h	700℃/10h
Mod1C			920℃/0.5h	700℃/10h
Mod1E	IEA+1100℃/2h +960℃/0.5h	N/A	750℃/1.5h	
Mod1F			N/A	700℃/10h
Mod1G			800℃/0.5h	700℃/1h
Mod1H	1040℃/40m in	750℃/1h	960℃/0.5h	700℃/10h

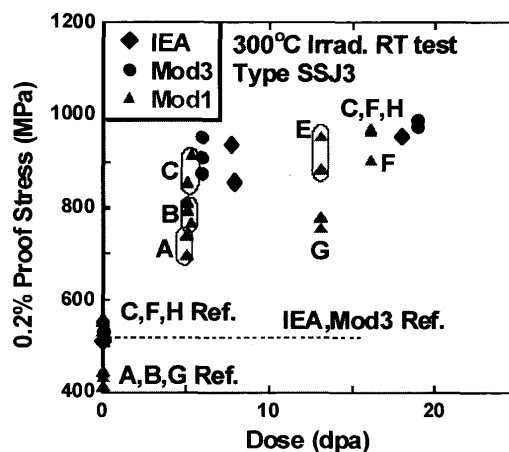


図 19 0.2% 耐力における照射損傷量依存性。

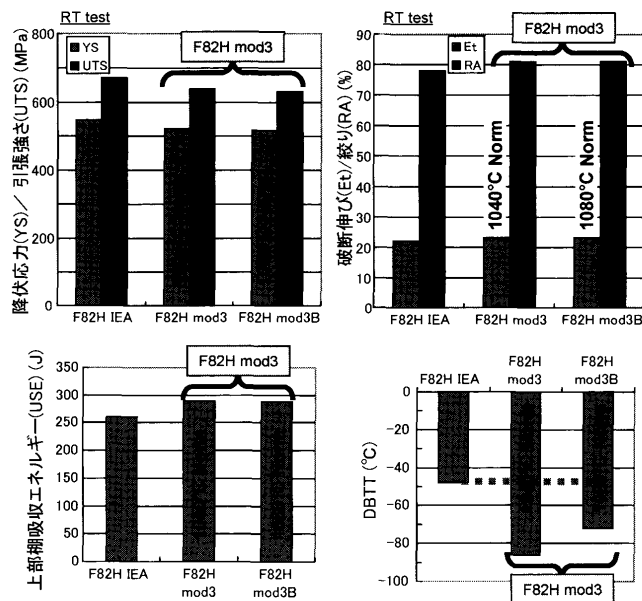


図 20 F82H mod3 の引張および衝撃特性。

(結晶粒径: 150 μm, DBTT: -50℃) と比較して十分に高靱性の仕様となっている [28, 35]。一方で引張強度は IEA ヒート材と同等である。F82H mod3 のもう一つの特徴は材料特性の安定性であり、図 20 に示すように、均質化熱処理温度が標準の 1040℃ よりも高い 1080℃ で熱処理され、結晶粒径が 180 μm 程度にまで粗大化した場合でも、DBTT は -70℃ を保っており、製造工程の管理に対して優れた対応性を有している。

参考文献

- [1] 芝清之, 菱沼章道, 遠山晃, 正村克身: JAERI-Tech 97-038 (1997).
- [2] J.F. Stubbins and D.S. Gelles, J. Nucl. Mater. **233-237**, 331 (1996).
- [3] S.W. Kim, H. Tanigawa, T. Hirose, K. Shiba and A. Kohyama, J. Nucl. Mater. **367-370**, 568 (2007).
- [4] S.W. Kim, H. Tanigawa, T. Hirose and A. Kohayama, J. Nucl. Mater. **386-388**, 529 (2009).
- [5] Y. Miwa, S. Jitsukawa and M. Yonekawa, J. Nucl. Mater. **329-333**, 1098 (2004).
- [6] K. Shiba, "Fatigue Properties of F82H IEA Heat," International Town Meeting on Advanced Ferritic Steel Design and Materials Issues for Fusion, San Diego, CA April 15, (2002).
- [7] T. Ishii, K. Fukaya, Y. Nishiyama, M. Suzuki and M. Eto, J. Nucl. Mater. **258-263**, 1183 (1998).
- [8] S. Nogami *et al.*, J. Nucl. Sci. Tech. **48-1**, 60 (2011).
- [9] R. Lindau, A. Möslang and M. Schirra, Fusion Eng. Des. **61-62**, 659 (2002).
- [10] H. Tanigawa, K. Shiba, H. Sakasegawa, T. Hirose and S. Jitsukawa, Fusion Eng. Des. Proc. 26th SOFT 2010, Fusion Eng. Des. 2010 *to be published*.
- [11] M. Tamura, H. Hayakawa, M. Tanimura, A. Hishinuma and T. Kondo, J. Nucl. Mater. **141-143**, 1067 (1986).
- [12] NRI Creep Data Sheet, No. 43, NRI, Tsukuba, (1996).
- [13] K. Shiba, H. Tanigawa, T. Hirose, H. Sakasegawa and S. Jitsukawa, Fusion Eng. Des. Proc. 26th SOFT 2010, Fusion Eng. Des. 2010 *to be published*.
- [14] 薄田寛: 損傷防止技術を中心とした軽水炉構造材料 (1989, アイピーシー).
- [15] R. Bonadé, P. Spätig and N. Baluc, J. Nucl. Mater. **367-370**, 581 (2007).
- [16] M.A. Sokolov and H. Tanigawa, J. Nucl. Mater. **367-370**, 587 (2007).
- [17] H. Tanigawa *et al.*, J. Nucl. Mater. **386-388**, 231 (2009).
- [18] A. Hasegawa *et al.*, J. Nucl. Mater. **386-388**, 241 (2009).
- [19] B.J. Kim, R. Kasada, A. Kimura and H. Tanigawa, International Congress on Advances in Nuclear Power Plants 2010, ICAPP 2010, 3, pp. (2001).
- [20] T. Hirose, H. Tanigawa, M. Ando, A. Kohyama, Y. Katoh and M. Narui, J. Nucl. Mater. **307-311**, 304 (2002).
- [21] S. Nogami, Y. Sato, A. Tanaka, A. Hasegawa, A. Nishimura and H. Tanigawa, J. Nucl. Sci. Tech. **47-1**, 47 (2010).
- [22] ASTM E606, "Tentative Recommended Practice for Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing" (1977).
- [23] T. Bui-Quoc and A. Biron, Exp. Mech. **18**, 127 (1978).
- [24] 森野数博, 西谷弘信, 西村太志, 別府忠: 機論 **60-571**, A682 (1994).
- [25] 播中憲治, 藤満達朗: 機論 **52-484**, A 2566 (1986).
- [26] 服部博, 北川正樹, 大友暁: 材料 **35**, 343 (1986).
- [27] 野崎峰男, 藤原昌晴, 坂根政男: 日本材料学会第57期學術講演会予稿集 (2008).
- [28] K. Shiba, M. Enoda and S. Jitsukawa, J. Nucl. Mater. **329**, 243 (2004).
- [29] A. Alamo, J.L. Bertin, V.K. Shamardin and P. Wident, J. Nucl. Mater. **367-370**, 54 (2007).
- [30] K. Shiba, S. Jitsukawa, J.E. Pawel and A.F. Rowcliffe, DOE/ER-0313/15 FRM Semiannual Progress Report (1993), 187-197.
- [31] R. Lindau *et al.*, Fusion Eng. Des. **75-79**, 989 (2005).
- [32] E. Wakai *et al.*, J. Nucl. Mater. **343**, 285 (2005).
- [33] M. Ando *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 122 (2007).
- [34] H. Tanigawa *et al.*, Fusion Sci. Technol. **44**, 219 (2003).
- [35] A. Sawahata, H. Tanigawa, K. Shiba and M. Enomoto, J. Japan Inst. Metals **71**, 244 (2007).