



特集記事・6

我が国のエネルギーを支える鉄鋼技術
【作る】

原子炉用鉄鋼材料開発の現状と課題

Current Status and Issues of Development of Steels for Nuclear Reactors

木村晃彦

Akihiko Kimura

京都大学 エネルギー理工学研究所
教授

1 はじめに

福島県東京電力第一原子力発電所の事故（以降、福島事故）以来、我が国のエネルギー施策における原子力エネルギーの在り方が問われている。福島事故に関する調査、いわゆる「東電事故調」は、民間事故調¹⁾、国会事故調²⁾ および政府事故調³⁾ によって、報告され、現在もなお、日本原子力学会の専門家集団による「学会事故調」の取りまとめが進められている。いずれの事故調においても、事故の分析と原因究明、そして今後の対応が検討されており、原子力発電所の安全性向上のための提言が盛り込まれている（学会事故調においても予定されている）。

今後の原子力施策が原子力発電所の安全対策に重心を移していくことは疑いの余地のないことであり、原子力技術開発も安全性の向上を第一義的に目的とする方向にシフトしている。

鉄鋼材料は、軽水炉に限らず発電あるいは化学プラント用の構造材料として広範に使用されており、使用年数の経過とともに、その実績が積み重ねられ、経年変化への対応がとられてきた。我が国の商業用原子力発電は、1966年に日本原子力発電（株）の東海原子力発電所にて開始されている。それ以降、45年の時が流れ、2011年2月の時点で国内には54基（BWR：30基、PWR：24基）の原子炉が存在していたが、福島事故以降、50基となっており、運転開始以来、40年を超える高経年発電プラントの数が増え続けている。

福島事故以来、高経年原子力プラントの総合的な安全性が問われており、発電プラント構造材料の健全性評価は今後も重要な研究対象になるであろう。一方、高速炉や核融合炉などの次世代原子力システム用の技術開発を対象とする研究については、依然としてその重要性は高いが、緊急性は薄い。今後、これらに関連した先進的な原子力技術開発の動向が気になるところである。

本特集記事においては、原子炉用鉄鋼材料開発の現状と課題について、以下の3ケースに着目して述べる。まず、軽水炉プラント用構造材料である压力容器鋼について、健全性評価に関連する技術開発の状況を紹介する。次に、高速炉の燃料被覆管材料に的を当て、酸化物分散強化（Oxide Dispersion Strengthened：ODS）鋼における優れた材料性能を紹介する。最後に、核融合炉ブランケット構造材料として、低放射化フェライト（Reduced Activation Ferritic：RAF）鋼、バナジウム合金および炭化ケイ素複合材料の開発状況について簡単に触れ、先進原子力材料の耐照射性とその発現機構について述べる。

2 軽水炉における安全対策

2.1 福島事故と高経年対策

福島事故が起ってしまった今、これからの原子力エネルギー研究開発は、安全性の向上が呪文のように繰り返されるのは必須である。福島事故以降、新たに重要視されている安全研究については、2.3において述べる。ここでは、今後も変わらぬ重要性を持つ材料研究として、压力容器鋼の高経年対策について述べる。

軽水炉压力容器は、板厚が約200mmの低合金鋼で製造されており、炉内の放射性物質を閉じ込める「第3の壁」とされてきたが、今回の事故ではこの壁が破られている。今回の福島事故では、このような重大事故（シビアアクシデント：SA）が起ること、およびSAにおいて材料の健全性が損なわれることは、想定内ではあったが、SAが起り得ることを真摯に予測し、その対応策を検討する「マネジメントに欠けていた」と言わざるを得ない。

一般に材料を提供する材料屋は、SA時、あるいは非常時においても、压力容器が「壁」の役割を果たしうるかを問題にすることはない。それは材料を運用する側の問題とされるた

めである。材料の性能が保証される条件を逸脱してしまう環境下での使用が許されないのは言を俟たないが、例えば、材料屋にとってSA発生を遅らせるような材料仕様とすることは可能である。具体的には、設計マージンを大きくすることが可能な材料の提供である。SA発生が遅れば、その間にプラントの機能が復活し、SA発生を抑えることができるかもしれない。今後の原子力材料研究は、このような考え方に基づいた安全研究が重要性を増すと考えられる。

東日本大震災による原子力プラントの構造材料の直接的な損傷について議論されている。現状では、地震により配管が外れるなどの決定的なダメージを受けたとは考えられておらず、津波による電源喪失がSAの直接的な原因とされている。従来の研究では、压力容器の高経年化対策として、照射脆化評価および予測技術の開発研究が行われてきた。延性脆性遷移温度 (DBTT) のシフト量を評価し、予測する技術である。高経年压力容器が地震に見舞われた時、過剰な応力が負荷された際にも健全性が保たれ、放射性物質を閉じ込める機能が失われないことが要求されるのである。破壊力学に基づけば、ある予き裂が導入された時、き裂が成長し破壊に至るときの靱性を破壊靱性と呼ぶが、照射脆化や経年に伴う時効脆化がこの破壊靱性を劣化させることから、靱性評価とその予測手法の開発が進められてきた。

九州電力の「玄海1号機」において観察された関連温度 (≒ DBTT) の予測値からの乖離についての議論がある。図1は、関連温度の照射量依存性を示している⁴⁾。■印が監視試験による実測値であり、曲線は電気技術規程JEAC4201-2004 (「原子炉構造材の監視試験方法」(社) 日本電気協会) に基づく予測曲線である。監視試験片の設置位置は、実際の压力容器に比べ炉心に近いため、中性子フラックスが大きく、第4回目の監視試験片の受けた中性子照射量は、压力容器 (内表面から1/4厚さ) が運転開始後85年間に受ける照射量に匹敵する。この時の関連温度は、98℃と実測されている。予測曲線

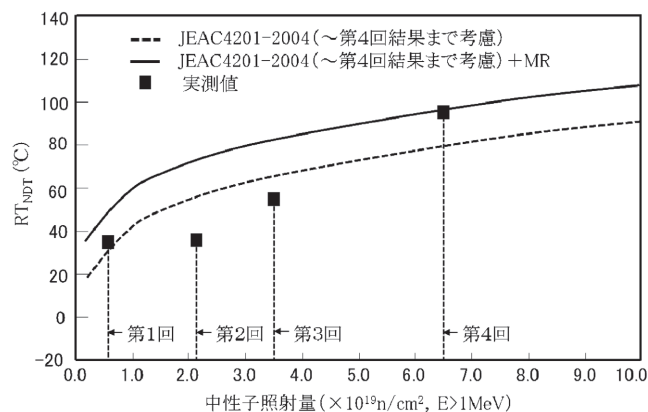


図1 玄海一号機压力容器鋼の監視試験結果と脆化予測

に基づき、運転開始後60年における関連温度を予測すると、91℃となる。原子力安全保安院は、この値と上部棚エネルギー (USE) を電気技術規程JEAC4206 (「原子力発電所用機器に対する破壊靱性の確認試験方法」(社) 日本電気協会) の評価法に基づいて評価した結果、破壊靱性とUSEは基準値を上回っており、60年運転を想定しても原子炉容器の健全性に問題はないとしている。

一方、この監視試験の結果が中性子フラックスの影響を受けている可能性や第3回目以降の監視試験後の関連温度の上昇率が大きくなる傾向を示していることが懸念されている。この課題解決には、压力容器直近に設置された監視試験による検証が効果的である。なお、四国電力の「伊方1号機」の監視試験結果⁵⁾では、第4回目の関連温度は52℃と「玄海1号機」に比べ低く、実測値と予測値の間に大きな乖離は認められていない (図2参照)。この原因として、压力容器鋼に不純物として含まれているCu量が関連している (玄海1号機: $\text{Cu} > 0.1\text{wt.}\%$ 、伊方1号機: $0.05 < \text{Cu} < 0.1\text{wt.}\%$) 可能性がある⁶⁾。

2.2 材料科学に基づいた照射脆化予測

压力容器鋼の照射脆化機構としては、不純物銅の析出やそれ以外の照射欠陥集合体の形成による硬化型の脆化と不純物リンなどの粒界偏析による粒界型の脆化として古くから知られている。一方、照射脆化発現の詳細なプロセスと速度論については、材料科学的支配因子の定量評価が遅れており、不明な点が残されている。この原因は、原子炉を用いた照射影響評価実験における中性子照射条件の「不安定さ」および「不確かさ」であり、照射条件の中でも、照射温度と照射量の制御は材料の組織変化に大きな影響を与えることから、その高精度の予測のためには定量的な考察が不可欠と考えられている。さらに、これとは別に、照射速度の問題があげられる。中性子フラックス、すなわち、照射損傷速度は、空孔や格子間

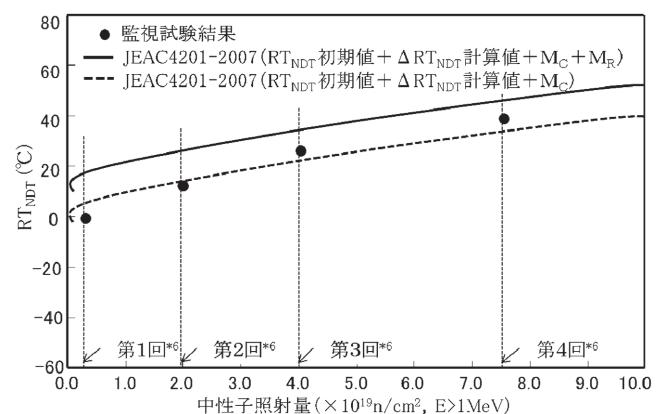


図2 伊方一号機压力容器鋼の監視試験結果と脆化予測

原子などの点欠陥やそれらの欠陥集合体の形成速度に直接的に影響を与えることから、材料の組織変化速度に影響を与え得る。さらに、中性子のエネルギースペクトルもまた損傷速度に影響を与える。従って、中性子スペクトルやフラックスが異なると、材料組織の変化速度も影響を受けるため、照射下における材料特性変化を予測するためには、これらの照射条件を全て把握しておく必要があるとされている。一方、原子炉照射においては、全ての条件を高精度に把握することは容易ではないことから、これらの支配因子に優先度を設け、その影響度を評価することが重要である。

原子炉内「温度制御・その場引き上げ」照射キャプセル⁷⁾は、温度制御のためのヒーターを装填した複数の照射キャプセルを原子炉内の中性子エネルギースペクトルやフラックスが等しい場所で照射を行い、その一部を途中で引き上げることで、照射温度、スペクトルおよびフラックスを一定にし、照射量依存性を高精度に求めるための材料試験用照射キャプセルであり、中性子照射影響評価研究において極めて重要な照射キャプセルとして位置づけられている。この照射キャプセルの作製は、一見容易に、あるいは材料科学においては常識的なアプローチではあるが、原子炉内実験ということで、許認可が必要とされ実現まで時間を要したが、材料研究者の要望が通り、実現されるに至った。現在はその重要性が再認識され、材料試験炉 (JMTR) が世界に誇れる照射技術の一つとなっている。

当然のことではあるが、このような制御照射技術があって、はじめて材料挙動予測のための研究が可能となる。さらに付け加えるならば、試験材料の制御も不可欠である。点欠陥と不純物元素との相互作用が金属の特性に大きな影響を与えることはよく知られており、原子炉内照射中における試料の酸化は、照射効果に影響を与える可能性がある。以上のような制約を乗り越えて、圧力容器鋼の照射脆化予測のための基礎研究が急速に展開している⁸⁾。

2.2.1 硬くなれば脆くなる (照射硬化と照射脆化)

照射硬化を引き起こす因子としては、不純物銅の析出 (Cu クラスター) とそれ以外の損傷組織 (マトリックス損傷) との二つに大きく分類されている。

1) Cu クラスター

不純物銅を比較的多く (0.2-0.3wt%) 含んでいる場合には、鉄中の銅の溶解度は290℃においては0.01wt%以下であるため、熱力学的に予測される銅の析出による硬化と脆化が問題となる。析出したCuクラスターは転位運動の障害物として作用し、硬化の原因となる。1nm以下の直径の場合は粗大化とともに当初のbcc構造から9R構造へと変化し、さらに粗大化に伴い、fcc構造へと結晶構造が変化すると報告されてい

る⁹⁾。Cuクラスターによる強度の増加分、 $\Delta\sigma_y$ を予測するモデルはRussel-Brownモデルとして広く知られており、Cuクラスターによる照射硬化はクラスターの密度とサイズおよびクラスターのせん断弾性係数に依存するとされているが、せん断弾性係数がクラスターの構造に依存することに留意する必要がある。

一方、低合金鋼の合金元素であるNiとMnの場合、鉄中溶解度は添加量よりも大きいため、一般には析出は生じない。しかし、詳細な分析を行った結果、Cuクラスターの周辺にNiやMnが集積していることが明らかとなっている¹⁰⁾。このNiやMnの集積の駆動力については検討の余地が残されているが、高照射領域においてCuクラスターが成長した後に、Cuクラスターへの偏析の駆動力の増大することが推測される。また、MnやNiなどのCu以外の元素からなるクラスターは、マトリックス損傷に分類されており、遅発型 (late blooming) クラスターと呼ばれることがある。

2) マトリックス欠陥

不純物銅の少ない我が国の圧力容器鋼においては、銅析出物以外のマトリックス欠陥による脆化がより重要である。鋼中不純物銅原子の数には限りがあるため、銅の照射下析出は照射量が 10^{23}n/m^2 以下で完了することがこれまでの研究において示唆されている。一方、転位ループやマイクロボイドなどに代表されるマトリックス欠陥などの弾き出し損傷は、照射量が 10^{23}n/m^2 以上でも発達する可能性があるため、寿命延長時にはこれら欠陥集合体の蓄積効果を考慮する必要がある。不純物銅の少ない圧力容器鋼における代表的な欠陥集合体としては、マイクロボイドや格子間型転位ループ (I-loop) があげられる。前者は陽電子消滅測定 (PAS) からその存在が示唆されており、後者はTEMにより直接観察されている。PASを用いたFeモデル合金の照射後焼鈍実験により、マイクロボイドは350℃ (30min) の焼鈍で分解するが、照射硬化の回復は400℃の焼鈍で初めて生じることから、照射硬化の主な支配因子はマイクロボイドではなく、I-loopと考えることは妥当である¹¹⁾。このI-loopの蓄積は中性子照射量 10^{24}n/m^2 まで継続すると推測されるため、寿命延長時における硬化型脆化の主要因となる可能性がある¹²⁾。

2.2.2 不純物Pによる脆化 (照射促進粒界偏析と照射脆化)

不純物であるリン (P) の濃度は、ASMEでは0.015wt%以下と規制されており、粒界脆化の観点からは緩い規制になっている。このような少量であっても、290℃で平衡状態が達せられれば、粒界面のほとんどがPで覆われ、顕著な粒界脆化の生じることが計算上示されるが、非照射の290℃ではPの拡散が遅いため、60年程度では、平衡状態に到達せず、Pの粒界偏析も実際上はほとんど無視できる程度である。

一方、照射下においては、照射誘起拡散によるPの粒界偏析の促進が推測されるが、JMTRを用いた加速試験結果からは、この程度のP濃度の圧力容器鋼においては、照射量が 10^{24}n/m^2 程度までは粒界脆化はそれほど顕著ではなく、P濃度が0.011wt%程度の圧力容器鋼の場合、60年程度の照射期間中に生じたPの粒界偏析によるDBTTの上昇は 10°C 以下と予測されている¹³⁾。今後は、Pの照射誘起粒界偏析への照射速度の影響の調査が必要である。

2.3 シビアアクシデント (SA) 時の材料挙動評価

福島事故以前は、SA時の材料挙動評価研究は、スリーマイル島事故（冷却水喪失による燃料棒のメルトダウン）直後を除いてほとんど実施されていなかった。当時、日本ではあのような事故は「起こしてはならない」、あるいは「危険だから研究する」という世論を気にするあまり、「起こらない」とする、いわゆる安全神話に転じてしまい、SA事故時の対応に関する研究に高額な予算を投資することの必要性を自ら否定してしまうという、誤った気運が原子力コミュニティに蔓延してしまった可能性がある。今後、原子力エネルギーを安全に利用するためには、いかなる状況をも想定し、「事故は起こる」とし、そこで生じる現象を可能な限り高精度に把握するための研究や技術開発を進めることが肝要である。そのような研究成果があって初めて、SAの発生を抑制するための適切な対応を施すための技術や体制が整備されると期待される。

原子炉建屋の外部に放射性物質が大量に放出された最初の原因は水素爆発であり、水素爆発は高温になったジルコニウム燃料被覆管などが水を分解して水素を大量に発生させたことが原因とされている。しかし、発生した水素ガスが圧力容器から格納容器に漏れ、さらに原子炉建屋内に漏れ出て、高濃度に到達し、水素爆発に至った経路や時系列についての詳細は不明である。図3は、ジルカロイと鉄系ステンレス鋼の蒸気酸化反応速度の温度依存性を示しており、約 1060°C 以下ではジルカロイの反応速度がステンレス鋼に比べ、顕著に大きいことがわかる¹⁴⁾。すなわち、電源喪失に伴い冷却水温度が上昇する過程において、ジルカロイは高温高圧水と反応し、水素を放出し始めるが、ステンレス鋼においては、 900°C 以下であれば、その速度が顕著に小さいと推測される。今回の福島事故において、圧力容器から水素ガスが外部に漏洩する過程の詳細は不明であるが、水素ガスの発生速度を抑えられれば、水素爆発時期が遅れるために爆発を抑制するための何らかの措置がとれた可能性もあろう。

ジルカロイが燃料被覆管材料として使用されている最大の理由は、Zr元素の中性子吸収断面積が小さく、いわゆる中性子経済の観点からである。鉄系の被覆管で代替するとし

た場合、Fe元素の中性子吸収断面積は、Zr元素に比べ、一桁以上大きく、中性子経済性を同等に維持するとした場合、強度が同じであれば、鉄系の被覆管の厚さを1/10程度に薄くする必要がある。強度が3倍程度の鉄系の被覆管であれば、厚さを0.2～0.3mm程度とすることが可能であり、必ずしも非現実的ではないと思われる。さらに、燃料被覆管の長期間利用（高燃焼度化）が検討されており、現行の燃焼度 55 GW d/t から 80 GW d/t までの長期利用を目指した材料開発が進められている。しかし、ジルカロイの場合は長期間の腐食に伴って生成される水素化合物が水素脆化を引き起こすため、その対策が求められている。

3 次世代原子力システムにおける課題

3.1 高燃焼度燃料被覆管の開発

高速炉などの次世代原子力システムにおける最大の材料課題は、高燃焼度（ 150 GW d/t 、7.5万時間）に耐えうる燃料被覆管の開発である。このレベルでは、ジルカロイはもはや通用せず、現状ではクロム量が9ないし16wt%の酸化物分散強化（ODS）鋼や高純度オーステナイト系ステンレス鋼が候補材とされている。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼はスウェリングが大きく、かつ、Niの核変換反応により生成されるヘリウムによる脆化の発現が懸念されており、Niを合金元素として含まないODSフェライト鋼の開発が期待されている。高温強度の指標として、 700°C の使用温度で核分裂生成ガスの蓄積による寿命末期の周応力（ 120 MPa ）に耐える

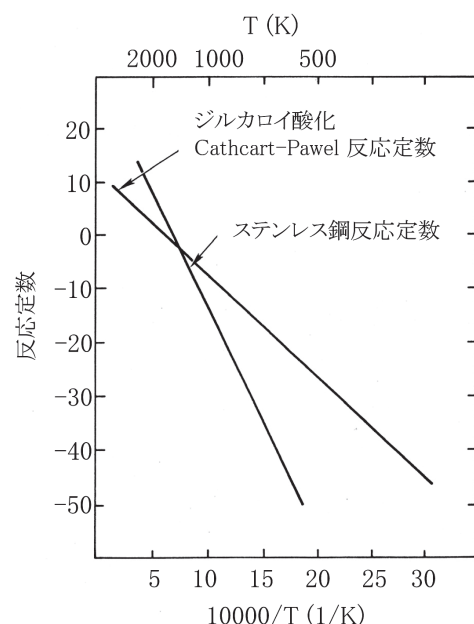


図3 ジルカロイとステンレス鋼の水との反応における反応定数の温度依存性

機械的強度が同時に要求されている。

3.2 9Cr-ODS鋼の開発

ODSフェライト鋼被覆管は、合金粉末（または単体粉末）と Y_2O_3 粉末をアトライターボールミルでメカニカルアロイング（MA）処理したのち、1150℃での熱間押出しによる固化成形および機械加工の工程を経て作製した素管から、2ロール型ピルガー圧延機による冷間圧延（圧延率約50%）と中間熱処理を繰返して製造される。日本原子力研究機構では、極めて難加工性であるODSフェライト鋼の繰返し冷間圧延を可能にするため、マルテンサイト系9Cr-ODS鋼を開発している¹⁵⁾。その基本成分はFe-9Cr-0.13C-2W-0.2Ti-0.35 Y_2O_3 (wt.%) である。これにより、オーステナイト域からの冷却速度を100℃/h以下に制限し、拡散型変態による炉冷軟化処理を利用して冷間圧延で硬化した材料の可塑性を高めることができる。また、被覆管形状に圧延加工した後、焼きならしおよび焼戻しによる $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態を利用して、圧延方向に伸長した結晶粒の等軸化を可能にしている。

9Cr-ODS鋼では、1150℃熱間押出し過程において、数ナノサイズの Y_2O_3 -2TiO₂が高密度に析出する。また、マルテンサイト相に高強度を有する残留 α 相が筋状に分布している¹⁵⁾。このような組織は、高温強度の向上に効果的に働き、図4に示すように、9Cr-ODS鋼被覆管の内圧クリープ強度は、溶解材であるマルテンサイト鋼被覆管（HT9）と比べて遥かに高く、周応力-破断時間の傾きが小さいため、使用される低応力範囲では「もんじゅ」用燃料被覆管であるPNC316よりも破断時間が長い。700℃、750℃でのクリープ破断強度は、フェライト系耐熱鋼管としては世界最高レベルである¹⁶⁾。

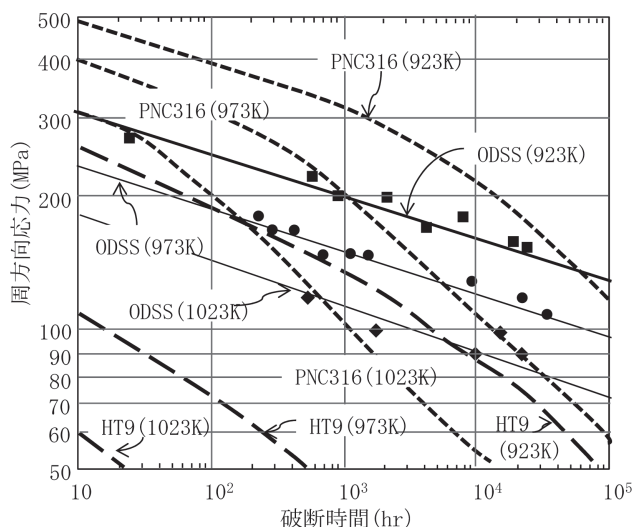


図4 9Cr-ODS鋼被覆管の内圧クリープ破断強度 (923K、973K、1023K)

9Cr-ODS鋼被覆管の優れた高温強度は、超微細粒組織である残留 α 相により維持されていることが明らかになっている。

3.3 15Cr-ODS鋼の開発

我が国で開発が進められている次世代高速炉はNa冷却システムであるが、その他にも鉛ビスマス（Pb-Bi）冷却システムや超臨界圧水（SCPW）冷却システムの開発研究が進められている。Na冷却システム用として開発された9Cr-ODS鋼は、Pb-BiやSCPW中での耐食性に問題があり、それらのシステム用の燃料被覆管としての適用は極めて困難である。そこで、高温強度や耐放射性に優れ、且つ、Pb-BiおよびSCPW中での耐食性にも優れたODS鋼として、Cr量を15-16wt%に増加させて、Alを添加（4%）した（15-16）Cr-4Al-2W-0.2Ti-0.35 Y_2O_3 (wt.%) の開発が進められている¹⁷⁻¹⁹⁾。

図5は、ODS鋼、Fe基およびNi基のステンレス鋼に対して行ったSCPW（783K、25MPa）中での腐食試験結果である。SCPW中の溶存酸素量は8ppmである。9Cr-ODSマルテンサイト鋼の腐食増量は、15Cr-ODS鋼に比べ、約二桁も大きいことが判る。また、Fe基およびNi基のステンレス鋼に比べ、同じCr量でもODS鋼の場合は、腐食増量が小さく、優れた耐食性を示している。なお、Alの添加によって16Cr-ODS鋼の耐食性は顕著に改善されている。腐食試験後の試料断面の化学組成分析を行った結果、優れた耐食性を示したAl添加ODS鋼では試料表面に極めて薄いアルミナ（ Al_2O_3 ）酸化被膜が形成されていることが判明している。

共晶組成の鉛ビスマス（LBE）は、融点が125℃と低く、長寿命放射性核種の短寿命核種への核変換の実現にむけた核破砕用液体重金属ターゲットとして採用されており、さらに高速炉冷却材への適用が検討されている。最大の難点は、LBE中にはニッケル、鉄およびクロムが溶けやすいことで、冷却

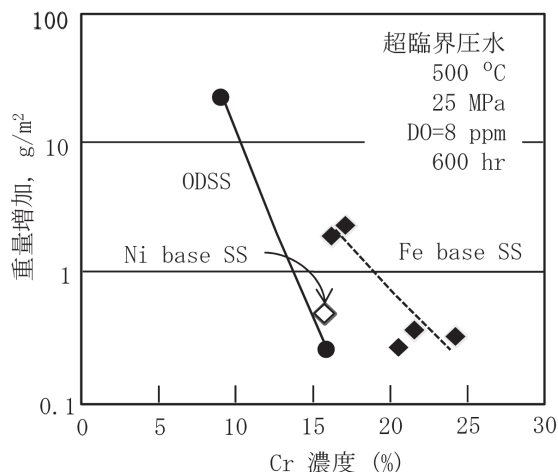


図5 各種ステンレス鋼の超臨界圧水中における重量増加のCr濃度依存性

材と接する構造材料にステンレス鋼やフェライト鋼を利用することが懸念されることである。一方、酸化物はLBE中での耐食性に優れており、従来の研究では、ニッケル基合金や鉄鋼材料の表面を酸化物で被覆する技術開発が行われてきた。しかしながら、酸化物被覆の強度や密着性に問題があり、その解決策としてAlの合金化による材料表面でのアルミナ被膜の自然形成を試みた。この方法によれば、一度形成されたアルミナ被膜がたとえ破壊されても、母材に含まれるAlから再度アルミナ被膜が形成されるため、その場で補修されることが期待される。

図6は、650℃のLBE中において 3.6×10^7 s (1万時間) の浸漬後の各材料の外観を示している。なお、LBE中の酸素濃度は 10^{-6} wt.% O_2 である。写真から明らかなように、Alを添加したODS鋼はCr濃度に依存せず、浸漬前の形状をほとんど変えずに保ったままであるが、Al無添加のODS鋼はCr濃度が19wt.%であっても腐食がかなり進んでおり、浸漬前の形状のほとんどを失っている²⁰⁾。Al添加材における耐食性は、やはり、試料表面に形成された極薄いアルミナ被膜によるものであり、アルミナ被膜が鉄の溶出を抑制している。

Alの添加はSCPWおよびLBE中における耐食性の向上に大きく寄与するが、その強度を顕著に低下させる。透過電子顕微鏡観察によれば、Al無添加材において形成されている酸化物粒子は、主に、 $Y_2Ti_2O_5$ であり、その平均サイズは3nm以下であるが、Al添加材において形成されている酸化物粒子は、主に、 Al_2O_3 であり、その平均サイズは、6nmと大きく、数密度は小さい。ODS鋼の強度は、酸化物粒子間距離および転位との相互作用に基づく酸化物粒子の強度因子(α)に依存するため、Al添加ODS鋼の顕著な強度低下は、酸化物粒子の種類の変化と酸化物粒子の粗大化に伴う数密度の減少に起因していると考えられる。そこで、酸化物粒子の種類およびサイズを変える目的で、第3元素添加(Zr, Hf)を行った結果、図7に示すように、Al添加ODS鋼の短所であった高温強

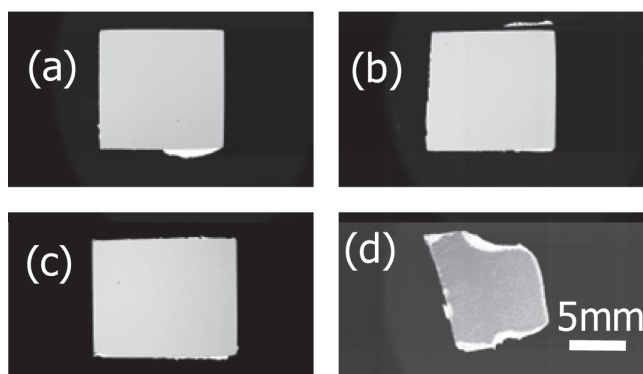


図6 650℃のLBE中 10^4 h浸漬後の各ODS鋼の外観
(a) 13.5Cr-4.5Al、(b) 15.5Cr-4.5Al、(c) 19.4Cr-4.5Al、(d) 18.9Cr

度特性を改善することに成功した。この改善は、酸化物の分散状況やサイズ分布およびその種類(化学組成、構造)の変化に起因している²¹⁾。

4 核融合ブランケットの開発

4.1 低放射化材料の開発

国際熱核融合実験装置(ITER)の建設が世界7極間の協働により進められている。ITER事業の一環として、核融合エネルギーの早期実現を目指す幅広い取り組み(Broader Approach: BA)が3つのサブ事業(国際核融合材料照射施設の工学実証・工学設計活動(IFMIF-EVEDA)、国際核融合エネルギー研究センター(IFERC)およびサテライトトカマク装置(JT-60SA))として、日欧協力協定(核融合エネルギーの研究分野におけるより広範な取組を通じた活動の共同による実施に関する日本国政府と欧州原子力共同体との間の協定)の下に2007年2月以降、計920億円相当の拠出金(予定)を投じて実施されている²²⁾。核融合プラズマ制御、ダイバータ開発およびプラズマからエネルギーを取り出すためのブランケット技術開発は、核融合エネルギーの実現に不可欠であり、ブランケット構造材料は核融合エネルギーの実現性や効率を左右するため、その開発は最重要課題の一つとされている。ここでは、現在、国際的に研究開発が進められている核融合炉ブランケット構造材料(低放射化フェライト鋼(RAFS)、酸化物分散強化(ODS)鋼、炭化珪素複合材料(SiC/SiC)、バナジウム合金(V合金))の位置づけについて述べる。

現在、ブランケット構造材料として開発されている材料としては、RAFS、ODS鋼、SiC/SiCおよびV合金があげられる。これらの材料のうち、ODS鋼、SiC/SiCおよびV合金は先進材料と位置付けられ、使用温度が高く、より高効率なブ

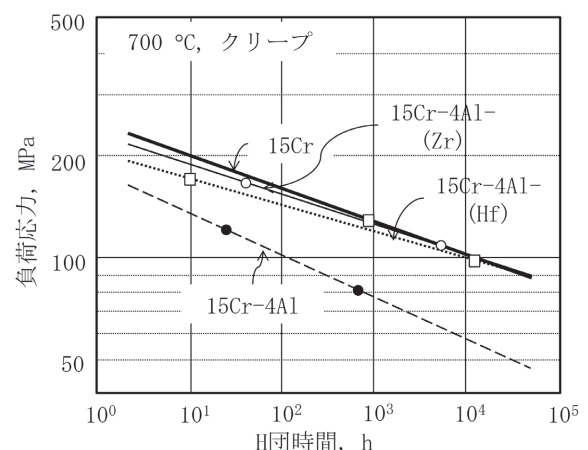


図7 15Cr-4Al-ODS鋼クリープ破断強度(700℃)に及ぼすHf、Zr添加(0.6wt%)効果

ランケット用として開発されている。一方、RAFSは、国際的に見てもブランケットの第一候補構造材料として位置づけられており²³⁾、ITER用ブランケットの製作に向けた技術開発が着実に進められている。従来、ブランケット構造材料の開発研究においてはブランケットの形式に依存して構造材料が選択されており、例えば、RAFS (ODS鋼) と水冷却およびLiPb冷却、SiC/SiCとHeおよびLiPb冷却、V合金とLi冷却などが、適切な組み合わせの例として検討され、各ブランケットシステムに共通の課題及び特化された課題についての研究開発がそれぞれの候補材料に対してほぼ同様に実施されてきた。このような総花的な研究開発の動向が大きく変化したのはITER開発が本格化し、それに合わせてITERブランケット開発が検討され始めた頃である。すなわち、ITER事業参加予定の各極がブランケット製作に向けた実用化技術検討を行った結果、ほとんどの極においてRAFSが最も実現性の高い候補材料であると結論付けられ、RAFSはITER用ブランケットをはじめ、DEMO炉用ブランケットの第一候補構造材料として位置付けられている。

このような状況の中で、RAFSの開発研究は材料特性の基本的な特性や照射影響に関する研究から実用化に向けた技術開発へと展開し、我が国やEUにおいてH82H鋼やEUROFERを対象とする研究開発がBA事業として実施されている²⁴⁾。一方、先進材料として位置づけられているその他の候補材料については、DEMO炉以降のブランケットへの適用を目指した基礎・応用研究が進められている。

SiC/SiCはセラミックス複合材料であり、耐熱性に優れていることから高効率ブランケット用として着目され、その製造法や基本的特性評価および照射影響評価の研究が進められ、RAFSとともに、BA事業における研究対象材料とされている²⁴⁾。核融合以外での応用も検討されており、その用途は広がりつつあるが、ブランケット用としては、支持構造材料としての機能よりも熱遮蔽体としての機能が期待されている。支持構造体機能をRAFSに委ねて、SiC/SiCを熱遮蔽体あるいはLiPb接触体とするRAFS-SiC/SiC併用も提案されているが、他の材料では担えない高効率化を果たすことを念頭に置いた場合、RAFSとの併用が妥当であるとは考えにくく、ODS鋼との併用など、今後の新しい展開が望まれる。大量生産性や素材の均一性の向上などのインフラ整備に関わる技術開発研究を迅速に進める必要がある。

非磁性、高融点でしかも低放射化材料であるV合金のブランケット材料としての適用は魅力的である。V合金の実用化を阻んでいるのは、構造用V合金の核融合以外への応用の機会が少ないため、V合金大量生産インフラ整備の恒久的な遅延が予測されること、およびV合金の特性が活かされるLi冷却システムへの適用において、不可避的な要件となっている

MHD絶縁被覆の技術開発が困難なためである。合金の製造工程や溶接時における不純物酸素制御の困難さや耐食性に課題があることも重要な一因となっている。

ODS鋼はRAFSとほぼ同様の組成を持ち、高温強度や耐照射性においてRAFSを遥かに凌駕していることから、近年、核融合炉や高速炉への適用について国際的な関心が高まり、各国においてその研究開発に拍車が掛けられている。ODS鋼は、高速炉用の燃料被覆管としての開発研究が進められており、薄肉直管の製造が可能となっているが、まだ実証試験の段階にあることや生産性向上のためのインフラ整備に課題が残されている。ODS鋼の核融合ブランケットへの応用に関しては、ODS鋼単体での適用は困難であると予想され、RAFSとの併用が現実的になっており、設計マージンの拡張やブランケットの高効率化に貢献すると期待される。

4.2 耐照射性能の向上

中性子照射場では、材料組織変化の担い手となる点欠陥が強制的に形成されるため、材料特性も変化しやすい。鉄鋼材料は、純金属や合金に比べ組織が微細であり、微細組織と母相などの異相間のひずみ場などに照射欠陥を吸収することで、照射影響を受けにくいとされている。特に、マルテンサイト鋼は高密度の転位やラス境界あるいは析出物を数多く含んでいるため、照射脆化などは他の材料に比べると抑制されている。ODS鋼は、微細な酸化粒子を高密度に包含し、結晶粒もサブミクロンサイズであるために、照射欠陥の捕獲サイト数が非常に多く、照射影響発現を抑制することが最近の研究により明らかになっている。

核融合炉では、高速炉同様、材料は高温、かつ、高エネルギー中性子に曝されるため、核変換ヘリウムの生成によるヘリウム脆化の発現が懸念される。図8は、RAF鋼とODS

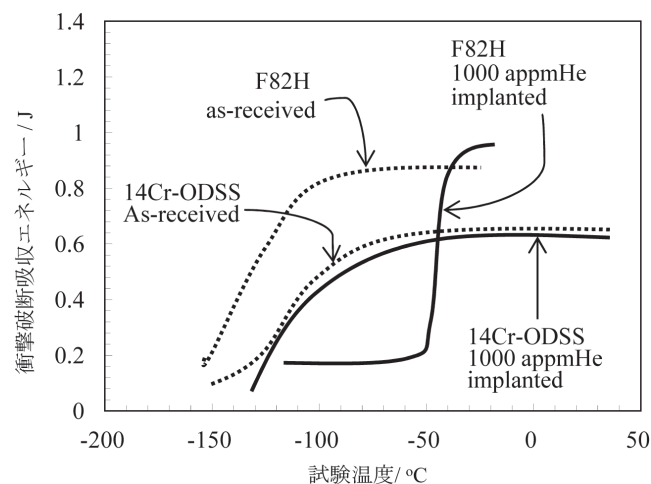


図8 15Cr-ODS鋼の延性脆性遷移挙動に及ぼすHeの影響

鋼の衝撃特性に及ぼすヘリウムイオン照射の影響を示しており、1000 at.ppmのヘリウムイオンを500℃においてRAF鋼とODS鋼に照射した場合の延性脆性遷移挙動を示している。RAF鋼は、ヘリウム注入により、脆性域における破壊様式がへき開割れから粒界割れに変化し、延性脆性遷移温度(DBTT)が顕著に上昇する。一方、ODS鋼では、衝撃特性や破壊様式に全く変化が認められない。TEM観察結果は、微細な氧化物粒子がヘリウムを捕獲し、ヘリウムの粒界偏析を抑制するため、粒界脆化が抑制されたことを示唆している。

5 最後に

エネルギー問題がグローバル化する中で、わが国は、日本あるいは東アジア地域におけるエネルギー問題の特殊性をも考慮し、原子力エネルギーを安全に利用するための技術開発を継続して行くことが肝要である。福島事故以後、原子炉システムの設計基準は大きく変化する。特に、不測の事態を招いた時の対応が問われていることから、例えばシステムを構成する材料の経年変化がM9の地震に耐えるかどうかを検討しておく必要がある。材料屋は、材料を提供する側であり、運用する際の責任は運用する側にあるが、運用するにあたっての直接的な支援となるような技術の開発に向けた安全研究が今後は重要性を増すと予想される。原子炉構造材料のほとんどが鉄鋼材料であることから、鉄鋼材料の照射影響評価研究が今後も続けられていくことに疑いはないが、単なる照射影響評価に止まらず、耐照射性能向上に向けた材料開発研究が重要になる。特に、次世代原子炉や核融合炉に至っては、既存の材料で賄うことは、経済性を考慮した場合、ほぼ不可能であり、より高性能な鉄鋼材料の開発が待たれる。

一方、福島に目を向ければ、中長期対策として、廃炉作業と汚染水処理の問題が今後極めて重要になる。特に、放射能汚染水の貯蔵においては、構造材料の腐食が問題となるため、海水、コンクリートや瓦礫を含んだ汚染水を漏洩なく保管するための防食技術と腐食対策のための技術開発が必要である。

参考文献

- 1) http://www.tepco.co.jp/cc/press/2012/1205628_1834.html
- 2) <http://www.cas.go.jp/jp/seisaku/icanps/post-3.html>
- 3) <http://www.kantei.go.jp/jp/noda/actions/201207/23kenshou.html>
- 4) http://www.kyuden.co.jp/library/pdf/nuclear/nuclear_irradiation121221.pdf
- 5) <http://www.yonden.co.jp/press/re1307/data/pr007-01.pdf>
- 6) <http://www.meti.go.jp/press/2012/08/20120829001/20120829001-2.pdf>
- 7) 桐谷道雄: 科学研究費補助金研究成果報告書(04302063), 名古屋大学, (1995)
- 8) 日本原子力学会会報(材料部会特集記事), 2008年10月号
- 9) P.J.Othen et al.: *Phil. Mag. Lett.*, 64 (1991), 383.
- 10) C.A.English et al.: *ASTM STP*, 1405 (2001), 151.
- 11) T.Kudo et al.: *Mater. Trans.*, 45 (2004) 2, 338.
- 12) K.Yabuuchi, M.Saito, R.Kasada and A.Kimura: *J. Nucl. Mater.*, 414 (2011), 498.
- 13) A.Kimura et al.: 21th Effects of Radiation on Materials, *ASTM STP*, 1447 (2004), 565.
- 14) M.P.Sherman et al.: The behavior of hydrogen during accidents in light water reactors, *NUREG/CR-1561*, SAND80-1495, (1980)
- 15) 鶴飼重治, 大塚智: まてりあ, 44 (2005) 9, 749.
- 16) F.Abe: *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8 (2004), 305.
- 17) A.Kimura, S.Ukai and M.Fujiwara: *Proc. Int. Cong. Advances in Nuclear Power Plants*, (ICAPP-2004) ISBN: 0-89448-680-2, CD-ROM file, (2004), 2070.
- 18) A.Kimura, H.S.Cho, N.Toda, R.Kasada, K.Yutani, H.Kishimoto, N.Iwata, S.Ukai and M.Fujiwara: *J. Nucl. Sci. & Technol.*, 44 (2007) 3, 323.
- 19) H.S.Cho and A.Kimura: *J. Nucl. Mater.*, 367-370 (2007), 1180.
- 20) S.Takaya, T.Furukawa, G.Müller, A.Heinzel, A.Jianu, A.Weisenburger, K.Aoto, M.Inoue, T.Okuda, F.Abe, S.Ohnuki, T.Fujisawa and A.Kimura: *J. Nucl. Mater.*, 428 (2012) 1-3, 125.
- 21) A.Kimura, R.Kasada, N.Iwata, H.Kishimoto, C.H.Zhang, J.Isselin, P.Dou, J.H.Lee, N.Muthukumar, T.Okuda, M.Inoue, S.Ukai, S.Ohnuki, T.Fujisawa and T.F.Abe: *J. Nucl. Mater.*, 417 (2011.10.01), 176.
- 22) http://www.mofa.go.jp/MOFAJ/gaiko/treaty/shomei_25.html
- 23) <http://www.aec.go.jp/jicst/NC/senmon/old/kakuyugo/siryo/siryo128/siryo05.htm#05>
- 24) 高津英幸: 科学技術・学術審議会研究計画・評価分科会原子力分野の研究開発に関する委員会 核融合研究作業部会(第4回) 平成18年10月25日

(2013年9月11日受付)