



核融合炉ブランケットシステムの材料課題

- 冷却水との両立性を中心に -

三輪 幸夫, 塚田 隆, 實川 資朗

(日本原子力研究所・東海研究所)

Material Issues of Blanket Systems for Fusion Reactors

- Compatibility with Cooling Water -

MIWA Yukio, TSUKADA Takashi and JITSUKAWA Shiro

Tokai Research Establishment, Japan Atomic Energy Research Institute, Ibaraki 319-1195, Japan

(Received 12 March 2004)

Environmental assisted cracking (EAC) is one of the material issues for the reactor core components of light water power reactors (LWRs). Much experience and knowledge have been obtained about the EAC in the LWR field. They will be useful to prevent the EAC of water-cooled blanket systems of fusion reactors. For the austenitic stainless steels and the reduced-activation ferritic/martensitic steels, they clarify that the EAC in a water-cooled blanket does not seem to be a critical issue. However, some uncertainties about influences on water temperatures, water chemistries and stress conditions may affect on the EAC. Considerations and further investigations elucidating the uncertainties are discussed.

Keywords:

blanket system, austenitic stainless steel, reduced-activation ferritic/martensitic steel, stress corrosion cracking, irradiation-assisted stress corrosion cracking, environmental assisted cracking

1. はじめに

核融合炉のブランケットシステムの主な役割は、核融合反応で生じるエネルギーを発電等に利用できるものに変換すること、および核融合反応の燃料となるトリチウムを生産することである。この機能実現の難度が高いこと等の理由から、現在、建設が期待されている国際熱核融合実験炉 (International Thermonuclear Experimental Reactor, ITER) においては、技術開発のために部分的に「テストブランケット」が装荷されるが、大半のブランケットは主に中性子の遮蔽機能 (遮蔽ブランケット) を受け持つ設計となっている。テストブランケットは、将来の発電実証プラントや商用プラントでの発電ブランケットの「原型」に相当し、使用される構造材料、増殖材料および冷却材として、発電ブランケットに適合するもの (数種類) が提案されている。このうち構造材料については、実現性の高さから低放射化フェライト鋼が、増殖材料としては扱いやすさも考慮されてリチウムを含む酸化物が有力と考えられている。冷却材には、ヘリウムガスを用いる方式と水を用いる方式とが提案されており、日本原子力研究所では後者を中心に検討を進めている。冷却材として水を選択する理由は、プラズマからの高い熱流速に対応するための熱除去能力 (炉の小型化に有利) と、火力や軽水炉の発電システムでの実績の豊富さにある。なお、遮蔽ブランケット (構造材料は

316型ステンレス鋼)、さらにはダイバータの冷却材にも水が採用されている。ところで、ブランケットは高い熱流速と同時に、高いエネルギーの中性子の照射を多量に受ける。例えば、発電実証プラント段階で構造材料が受ける照射損傷の量は、はじき出し損傷量 (displacement per atom) にして100 dpaを超え、これは今のところ、最も照射損傷速度が高い高速炉の燃料被覆管と同レベルの高い値である (中性子のエネルギーが高いため、損傷はより厳しくなり得る)。

高温高圧水を冷却材に使用し、また構造材料が照射損傷の影響を強く受けるシステムでは、材料の環境助長割れ (Environmental Assisted Cracking, EAC) 感受性の照射による助長が懸念される。低放射化フェライト鋼のようなフェライトあるいはマルテンサイト系の鋼は、316鋼のようなオーステナイト鋼と異なり、比較的環境割れ感受性が小さい。しかし、照射損傷量が高いことを考慮すれば、一定の検討を行うことが必要と考えられる。なお、遮蔽ブランケットの構造材料は316鋼であるが、環境割れ感受性が低くなるような使用温度範囲に設定されている。軽水炉では、求められる信頼性は極めて高いこともあり、機器の損傷原因や対策について詳細な研究等 [10] が行われてきている。実際、高温水中での機器材料の腐食損傷や照射によるその助長現象に関する重要な知識の多くが、これから得

authors' e-mail: miway@popsvr.tokai.jaeri.go.jp, tsukada@popsvr.tokai.jaeri.go.jp, jitsukawa@ifmif.tokai.jaeri.go.jp

られてきたと言える。例えば、沸騰水型軽水炉 (boiling water reactor, BWR) のオーステナイト鋼配管の溶接部での応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking, SCC [1], Ni 基合金の加圧水型軽水炉 (pressurized water reactor, PWR) 1 次冷却水環境中での SCC [2], 炉心および炉内構造物の材料の照射誘起応力腐食割れ (Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking, IASCC [3-6], BWR 炉心シュラウドや原子炉再循環系配管の低炭素ステンレス鋼溶接部近傍における SCC [7], 熱交換器伝熱面での粒界腐食 [8], エロージョン・コロージョン [9], フェライト鋼の SCC [10] 等の事例や現象が見出され、材料のみならず水化学 [11] 等の面からも対策が進められてきた。水化学について言えば、応力腐食割れの抑制のみならず、腐食量の低減により放射性的腐食生成物 (Crud) の抑制にも有効な様々な工夫が行われてきており、この腐食生成物発生抑制は保守の容易化にも寄与している。

軽水炉で経験した腐食以外の冷却水が関連した損傷事例としては、高サイクル熱疲労 [12] がある。これも冷却水の流動に起因する機械的および熱的作用の結果生じたものであることから、冷却水と構造物との両立性という観点からは重要な検討事項であろう。照射損傷を受けたオーステナイト鋼および低放射化マルテンサイト鋼では、特に高サイクル疲労において、疲労機構が変化し疲労寿命の低下が起こること [13] が報告されている。これは主に疲労損傷の問題であることから、これまでの知識に基づいた手法で対応できると期待する。しかし、EAC により生じた欠陥が疲労損傷や腐食損傷のきっかけとなることも考えられ、逆に疲労および製造時の加工による欠陥などが EAC の発生につながることも考えられ、このような事柄についても検討を要しよう。

EAC はその機構に不明な点が多く、かつ高経年化した後に発生することが多い。核融合炉のブランケットは交換を考慮しているために、EAC の問題への対応は軽水炉に比較して容易なように思える。しかし、水冷却型のブランケットにおいても、EAC は破損をもたらす要因の 1 つとなる可能性がある。ITER の遮蔽ブランケットの使用条件決定にあたっては、軽水炉での多くの経験が参考にされているが、遮蔽ブランケットの信頼性確保や水冷却型の発電ブランケットでの EAC 抑制のためには、軽水炉での経験からさらなる知見が得られると思われる。本解説では、軽水炉での知見を基に、発電ブランケットや遮蔽ブランケットでの材料の EAC 課題について検討する。

2. 環境助長割れへの照射効果 - 軽水炉の経験を基に

2.1 高温水中環境助長割れ (EAC) について

EAC は SCC, 腐食疲労, 水素脆化割れに大きく分類でき、これらにおいては局部腐食である孔食やコロージョン・エロージョンによる配管減肉部等での応力集中が、き裂の発生を助長することが多い。腐食疲労は、疲労き裂進展が腐食により影響される場合の挙動であり、SCC に比べて材料の影響が小さい特徴がある。水素脆化割れは、主に腐

食反応により生じた水素が材料中に吸収されき裂先端で水素濃度が高くなることで、破壊が助長される現象である。EAC のき裂進展の時間依存性を Fig. 1 に模式的に示す。腐食疲労はき裂発生初期よりき裂が進展するが、SCC および水素脆化割れについてはき裂が小さい場合には進展速度が遅く停滞するが、き裂がある大きさに達すると進展しやすくなる特徴がある。検出可能なき裂の大きさに依存して、構造物の破損までの残存寿命が大きく異なることになる。したがって、SCC による破損を使用中検査により予測するにはき裂検出の高い精度と的確な検査期間の設定が重要となり、その破損の予測が低サイクル疲労や腐食減肉などに比べて難しいことを理解していただこう。

SCC は、(1)材料の選択が不適切であること、または製作および使用中に材料が劣化していくこと、(2)引張応力が存在すること、および(3)環境が腐食性を有することが共存して生じる現象である。1970年代に BWR の一次冷却材再循環系配管のオーステナイト系ステンレス鋼の溶接部に SCC が発生し原子炉の稼働率を大幅に低下させた事例 [1] では、(1)溶接部近傍の熱影響部において Cr の炭化物が粒界に析出しその周囲で Cr 濃度が低下することにより粒界近傍の耐食性が低下すること(熱鋭敏化)、(2)溶接金属部が凝固時に収縮することにより溶接部近傍に引張残留応力が発生すること、(3)さらに環境中に溶存酸素 (Dissolved Oxygen, DO) が存在する酸化性環境で使用されたことで、粒界型 SCC (Intergranular type SCC, IGSCC) が発生したと考えられた。この対策技術としては、固溶炭素濃度を低下させることで溶接中に粒界等に炭化物が析出することを抑制することが有効と考えられ、原子力用低炭素ステンレス鋼や Nb 又は Ti 等を添加した安定化オーステナイト鋼が開発・適用された。また、溶接時の残留応力を低減させる溶接方法の開発なども行われた。

材料の耐食性は主に表面に生成する酸化膜に依存する。この酸化膜の種類および厚さは、材料中の化学組成はもとより、温度や酸化還元種の濃度などの環境条件に依存して

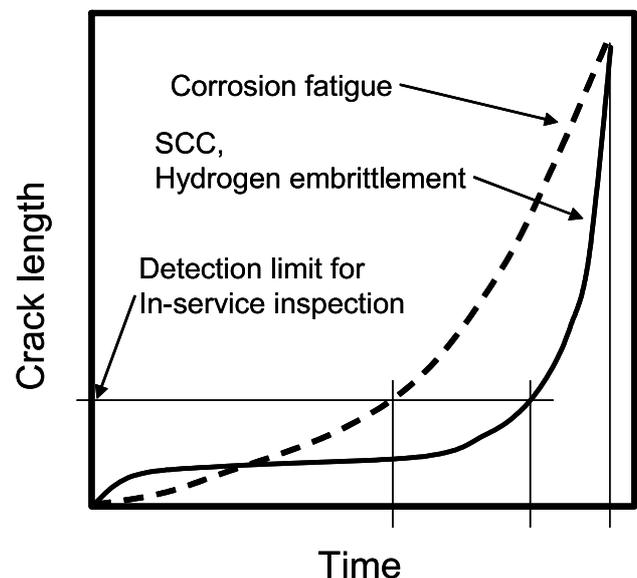


Fig. 1 Illustration of crack growth behavior for EAC.

変化する。炉水中では水の放射線分解により、BWRでは溶存酸素や過酸化水素といった酸化剤が多く存在し、その濃度に依存して酸化膜の種類や厚さが大きな影響を受ける。したがって、この酸化剤の発生および濃度を制御することが、酸化膜の適切な発達つまり耐食性の確保につながる事となる。そのために例えば、冷却水への水素注入とその酸化反応の触媒となる貴金属添加により酸化環境を緩和する水化学技術などが開発されてきた。これまでの研究から、熱鋭敏化したステンレス鋼のSCCを予防するには、酸化還元環境を還元性にする事が有益であることがわかってきている。材料の特性から見た還元性環境の指標として、腐食電位(Electrochemical potential, ECP)が用いられており、軽水炉環境ではこの値を $-230 \text{ mV}_{\text{SHE}}$ 以下にするとIGSCCを予防できることが知られている[14]。

応力またはひずみの作用としては、き裂先端のような箇所での酸化膜を破壊し、腐食を頻繁に生じさせることで、SCCに寄与する。例えば、溶接熱影響により粒界のCr濃度が低下したオーステナイト鋼では、Cr濃度が低下した箇所では比較的厚いFe系酸化物が生じるが、この酸化物はひずみにより破壊しやすく、加えて酸化膜が破壊した箇所(Cr濃度が低い箇所)では溶解しやすいことから、粒界を選択的にき裂が進展することとなる。軽水炉での応力・ひずみには、残留応力や熱応力に起因する静的なものに加えて、原子炉起動・停止時の水圧および水温変化に起因する過渡的なものも存在する。後者では、動的なひずみが発生する特徴がある。SCC研究における実験室での加速試験のこれまでの知見から、比較的静的なひずみ条件下(例えば定荷重試験や定変位試験)でのSCC感受性と、動的なひずみ条件下(低ひずみ速度試験や疲労試験)でのSCC感受性は異なる場合があることがわかっている[15]。この違いは酸化膜の種類や厚さに依存しており、比較的静的なひずみ条件下では酸化膜が厚い場合にSCCを発生しにくく、動的なひずみ条件下では酸化膜が薄い場合(このような場合には、皮膜の修復が速やかである場合が多い)にSCCが発生しにくくなる。したがって、耐SCCに有効な材料や環境条件が応力やひずみ条件にも影響されることが考えられる。

近年になりBWRの炉心シュラウド等にSCCの発生が多く発見され、この結果2003年には点検・検査のため国内のBWRの大半が運転を中止するという事態が生じた。このSCCは、低炭素ステンレス鋼に生じたことから、これまでの炭化物析出による材質変化では説明できない[7]。現在、その発生・進展の機構解明は重要課題となっている。また、水素添加およびアルカリ制御によりSCCを発生しにくい還元性環境に制御しているPWR環境中においても、Ni基合金においてSCCが問題となっている[2]。この環境では、熱鋭敏化したステンレス鋼でのIGSCCについては報告例がないことから、Ni基合金では別の機構が働いていることが考えられる。このように、SCCに関してはまだ未解明の機構がいくつか存在している。

2.2 照射誘起応力腐食割れ (IASCC) について

中性子照射をある程度以上受けたオーステナイト鋼で

は、非熱鋭敏化材であっても高温水中でSCCの発生することが知られている[3 5]。IASCCに関して、熱鋭敏化材におけるSCCの知見を基に、材料、環境、応力の各要因について多くの知見が得られてきている。一方、軽水炉において照射損傷を受けるフェライト鋼製構造物としては压力容器があるが、軽水炉の寿命程度まで照射されたフェライト鋼の腐食疲労特性には照射の影響が小さいことが報告されている[16]。以下では、IASCCにかかわる材料、環境、応力への照射の影響について述べる。

材料は、弾き出しにより材料中に導入された格子間原子や原子空孔が拡散により移動し、対消滅、あるいは拡張欠陥に吸収される過程で、微細組織の発達や局所的な化学組成の変化を生じる。IASCCの発生にはしきい中性子線量があり、しきい線量以上では照射量の増大とともにIASCC感受性が增大することから、照射損傷による材料中のこれらの微視的な変化にIASCCの支配因子が関係していると考えられる。軽水炉環境でのオーステナイト系ステンレス鋼のしきい線量は、約0.7 dpa程度であると報告されている[17]。この程度の照射を受けると、照射誘起偏析 (Radiation Induced Segregation, RIS) により粒界でのCrおよびMo濃度が低下し、Ni、SiおよびP等の濃度が增大する。そして、この粒界偏析により粒界の耐食性が劣化し、IASCCが起こりやすくなると考えられている。また、核変換反応で生じる水素は、腐食反応により材料中に吸収される水素と同様に、水素脆化割れに影響することも考えられる。さらに、照射損傷が、変形挙動に影響を及ぼし、均一な塑性変形を阻害しチャンネル破壊などを引き起こすこともある。このように、照射環境に曝されている材料は、使用期間中にその微細組織や特性が大きく変化することによりIASCC感受性が発現してくる点が、溶接などによる材質変化(熱鋭敏化)により使用前から感受性を有するSCCと異なる。

照射下にある冷却水は放射線分解により、酸素や過酸化水素およびラジカルなどの酸化種を生じ、これらの放射線分解生成種は酸化力が強いために、構造材の腐食を促進させる。この酸化種とRISによる局所的な合金化学組成変化の結果、酸化皮膜が変化し局所的な耐食性の劣化が起こり、き裂が発生・進展すると考えられている。したがってIASCCにおいても、熱鋭敏化材のSCCと同様に、水化学によりECPを $-230 \text{ mV}_{\text{SHE}}$ 程度以下にすることで酸化性環境を緩和させると、照射量が比較的少ない場合には、発生・進展を抑制できることが報告されている[18]。一方、PWRでのIASCC事例[6]のように、照射量が大きくなると還元性環境でもき裂の発生・進展を生じ、溶存水素濃度が高い環境ほどIASCC感受性が高くなるという報告もある[19]。この点が、熱鋭敏化したオーステナイト鋼のIGSCCと異なる点である。この違いの理由として、RISに起因する粒界近傍での局所的化学組成変化では、Cr濃度の低下に加えNi濃度の濃縮が起こり粒界の化学組成がNi基合金のようになることで、Ni基合金の還元性環境中でのSCCと同じ機構が働いていることが考えられている。照射下環境での特異性は、放射化した構造材からの放射線または γ 線によるコ

ンプトン散乱電子により、構造材の極近傍の水が放射線分解を起こし酸化種を発生するために、バルクの水質制御によるECPの挙動が非照射下とは異なる点である。さらには同様な機構で、き裂内の水も放射線分解により酸性環境になりやすいことも考えられている。したがって、照射下での腐食環境の評価には、これらの点を考慮する必要がある。

照射損傷は一般的に転位の上昇運動等による移動をもたらし、結果として構造材の変形の促進(照射下クリープや照射成長)や負荷応力の緩和(応力緩和)を引き起こす。したがって、熱応力や溶接残留応力などに加えて、照射下では照射下クリープやスウェリングによる応力が発生する一方、これらによる応力緩和も起こる。照射下クリープに及ぼす照射温度の影響が報告されている[20]が、比較的低温においても弾き出された点欠陥(特に格子間型原子)によりクリープ変形が発生する。また、軽水炉温度(300 付近)での応力緩和も比較的大きいようであり[21]、照射下応力緩和によりEACの発生原因となる引張応力が軽減される可能性もある。BWR実機においては中性子源ホルダーや制御棒被覆材においてIASCCが発生している。前者では中性子源のスウェリングにより応力が発生するが、後者ではIASCCの原因となった制御棒被覆材製造時の加工ひずみは照射とともに緩和していくことが考えられる。IASCCは降伏応力以下でも発生することが報告されており[22]、この点も熱鋭敏化材でのSCCと異なる。

3. 核融合実験炉用オーステナイト鋼のEAC課題

ITERの遮蔽ブランケットは、Beプラズマ対向壁/銅合金熱シンク(316LN鋼冷却水配管)/316LN鋼構造材からなる第一壁、316LN鋼の冷却水配管および遮蔽ブロックから構成され、熱間静水圧加圧(Hot Isostatic Pressing, HIP)法によって接合し製作することが検討されている。この316LN鋼のSCC感受性について様々な評価が行われてきている。溶体化処理した316LN鋼が、塩素イオンのような陰イオンを高濃度(数ppm以上)含む場合に、流内型SCC(Transgranular type SCC, TGSCC)を示すことが報告されている[23]。但し、陰イオン濃度が低ければ、溶存酸素を含む場合でも300 以下では溶体化処理はSCC感受性を示さなかった[24]。また、多量の過酸化水素を含む酸性の強い環境においても、316LN鋼はIGSCCを発生しないことも報告されている[25]。但し、より高温(330 以上)では、溶存酸素を含む環境中[24]でも、溶存水素を含む環境中[24, 26]においても低ひずみ速度試験により粒界割れ(IGSCC)を僅かに示す。

HIP接合時には、材料は~1,000 で2時間程度保持される。引き続き冷却過程では、冷却速度が高くなく、オーステナイト鋼が熱鋭敏化を生じる温度領域(500~800)に留まる時間が長くなる傾向があり、HIP接合プロセスのEACへの影響が検討されている。その結果、電気化学的再活性化(Electrochemical Potentiokinetic Reactivation, EPR)法で検出できるような熱鋭敏化は導入されないようであり[27, 28]、低ひずみ速度試験結果からも熱履歴が原因とな

るSCCを懸念する必要はないと考えられる[24, 29]。ブランケットは必要に応じて交換されるが、交換時にはブランケットから冷却マニホールドに接続される冷却水系配管が遠隔操作により切断および再溶接される。核変換反応によりHeが材料中に生成されるが、これが数ppm以上に達するような場合でのSCC感受性に関しては知見がない。Heは粒界に集合し、粒界の強度を下げるとともに、粒界偏析をもたらす可能性もあるため、このような箇所でのEAC挙動の評価は必要であろう。

IASCC感受性への温度や中性子スペクトルの影響をまとめる。既に指摘したように、軽水炉の温度条件(280-300 程度)では、はじき出し損傷量が0.7 dpaを超えるとIASCCが生じはじめるようになる(BWRでの値であり、ECPを低く制御しているPWRでのしきい値は鋼種の違いもあって高い)。一方、照射温度が200 程度と低い場合には、溶存酸素濃度がある程度高い場合でも240 以下では割れが生じなかったが、300 の水中では割れが生じた(316LNを1 dpaまで照射し、低ひずみ速度試験で評価)[30]。また、He生成速度とはじき出し損傷速度の比を核融合中性子での条件に調整した場合(He/dpa=14 appmHe/dpa)でも、照射温度が200 以下では損傷量が16 dpaと高くても240 以下では溶存酸素が高くても割れが生じなかった(但し、300 ではIASCCが生じ、また照射温度が330 であれば、240 の水中でも割れが生じた)。一方、304鋼でも、照射温度が150 (照射損傷量は1.3 dpa)の場合、105 以下であれば溶存酸素に加え、塩素イオン等の陰イオンがある場合であっても割れが生じなかったとの報告がある[31]。以上を概観すると(Fig. 2参照)、ITERの運転温度では、溶存酸素がある場合でもIASCCが生じにくいと推測される[32]。また、HIPによる製作方法がIASCC感受性に及ぼす影響を評価されており、316LN IGの溶体化熱処理材およびそのHIP接合材を200 で1 dpa程度までの照射した場合、そのIASCC感受性についてHIP接合の影響

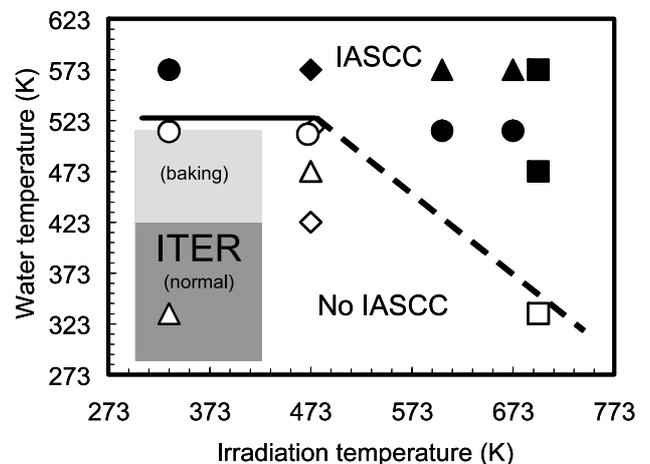


Fig. 2 Effect of water and irradiation temperatures on IASCC susceptibility of type 316(L) stainless steels in the oxygenated water. Solid symbols mean IASCC and blank symbols mean ductile fracture. (● : 0.1 dpa, ◆ : 0.7 dpa, ▲ : 16 dpa, ■ : 40 dpa)

響は見られていない[30].

ITERにおいても、冷却水への溶存水素添加により水の放射線分解を抑制させること[33]はSCCを予防するために有効と考えられている。一方では、環境の影響については、Fig. 3に示すような特異な現象が見られている[24].すなわち、200 にて1 dpaまで照射した316LN鋼では、300 高温水中において溶存酸素を 10 ppm 含む酸化性環境ではIGSCCを発生するが、溶存水素を 1 ppm 含む還元性環境ではIASCCの発生が抑制された。しかし、240 高温水中では、溶存酸素を含む環境でIASCCを発生しなかったにもかかわらず、溶存水素を含む環境では粒内型 SCC (TGSCC)が発生した。この違いは、環境中で発達する酸化膜の動的なひずみ条件下での破壊しやすさの違いが影響しているものと考えられる。試験温度と酸化還元環境が酸化膜発達やIASCC感受性に及ぼす影響を調べることで、適切な環境を選択することは可能であろう。その場合には、SCCには応力・ひずみ状態により耐食性に優れた酸化膜（およびその生成条件）が異なることを考慮して、プラズマの燃焼停止を繰り返すことに伴う過渡的な歪みに対して優れた特性を有する酸化膜が発達する環境条件を選択する重要性を指摘しておきたい。

以上をまとめると、ITERの遮蔽ブランケット構造物である316LN鋼は、適切な環境条件を選択することで、EACの発生を予防することが可能であると思われる。

4. 発電ブランケット用低放射化マルテンサイト鋼のEAC課題

低放射化マルテンサイト鋼(Fe 9Cr 2W 鋼)の腐食挙動に及ぼす溶存酸素濃度の影響について、複数の研究者の報告[34 36]をまとめると Fig. 4 のようになり、250 程度では溶存酸素濃度が増加すると腐食減量は低下するようである。この減量挙動の溶存酸素濃度依存性は、炭素鋼の挙動と同じである。一方、酸化膜の発達挙動に関しては、9Cr鋼とフェライト系ステンレス鋼と同じであることが報告されている。腐食速度に及ぼす照射の影響については、ガンマ線照射による水の放射線分解で発生する過酸化水素などのために、炭素鋼では2～6倍ほど早くなることが報告されている[37 38]。低放射化フェライト鋼に関しても照射

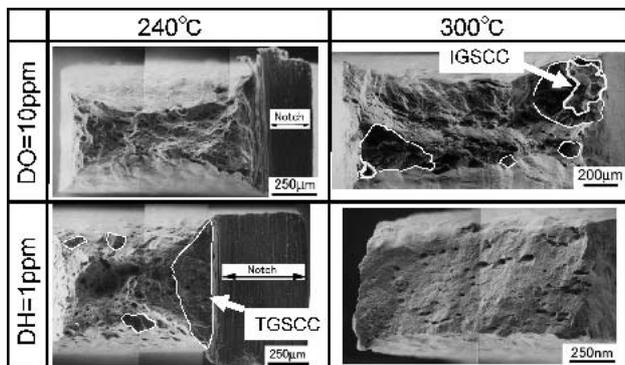


Fig. 3 Fracture surfaces of type 316LN-IG stainless steels after SSRT in various environments. Specimens were irradiated at 473 K to 1 dpa.

下での腐食挙動が報告されており、3 ppmの水素添加を行った275 の高温水中では、非照射下の場合に比べて腐食減量速度が増大した[39]. 一方では、全面腐食しやすいことは、SCCのような局所的な腐食に起因する損傷が生じ難いことでもある。腐食の機構を含めたSCC挙動評価は重要であり、今後の研究の進展が期待される。

低放射化マルテンサイト鋼であるF82H鋼に関して、SCC感受性が調べられている。溶存酸素を 10 ppm 含む240 ~ 330 の高温水中[24]および溶存酸素濃度が 40 ppb の300 高温水中[40]において低ひずみ速度試験を実施し、SCC感受性が観察されないことが報告されている。260 の溶存水素を含む弱アルカリ性水溶液中で定荷重試験によりSCC感受性が調べられており、F82H鋼はSCC感受性を有しないと報告されている[41]. しかし、240 の弱アルカリ性水溶液中での腐食疲労試験において、低放射化マルテンサイト鋼の疲労寿命が低下することが報告されている[42]. フェライト鋼ではひずみ変動が存在する場合にSCCおよび腐食疲労が生じることが知られている[10]. テストブランケット等ではプラズマ燃焼の起動停止に伴い、応力集中部にひずみ変動が生じる可能性があり、このためひずみの影響評価には一定の注意が必要であろう。

発電ブランケットは、HIP接合法により製作することが検討されている。HIP接合時の熱履歴がEAC感受性に及ぼす影響は不明である。但し、熱処理の影響については、いくつかの報告がある。極端な例であるが、焼き戻しを行わず降伏応力が高い場合には、F82H鋼は、溶存酸素を含む300 高温水中[40]および溶存水素を含む260 の弱アルカリ性水溶液中[41]でIGSCC感受性を示す。この挙動から、F82H鋼においても、フェライト系ステンレス鋼の焼き鈍しまま材[43]と類似の機構で熱鋭敏化し得ると推察される。なお、溶接後熱処理[29]や焼き戻し温度を低くすること[41]で、降伏応力を高めにする程度ではIGSCCは生じなかったとされている。今後、焼き戻し温度による硬さの変化や照射硬化などとSCC感受性の関係に着目すべきであろう。なお、このような知識は、HIP接合後の熱処理条件を決めるのみならず、ブランケット交換時の溶接などの影響を評価する上でも有用と考えられる。

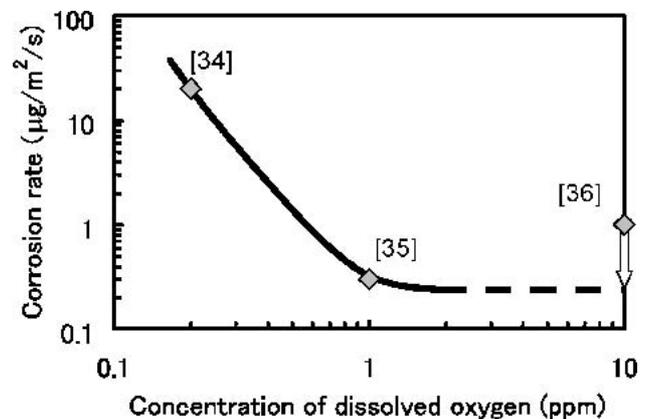


Fig. 4 Corrosion rate of F82H in the oxygenated water around 523 K.

照射硬化等が EAC に及ぼす影響の評価が行われている。220 にて 3.4 dpa まで照射した低放射化マルテンサイト鋼について、溶存酸素 10 ppm を含む 240~330 高温水中および溶存水素を 1 ppm 含む 300 高温水中で低ひずみ速度試験を行ったところ、延性破壊を示し、IASCC は認められなかった[24]。このように低放射化マルテンサイト鋼の耐 IASCC 性は、耐 SCC 性と同様にオーステナイト鋼に比べて優れるようである。しかし、低放射化マルテンサイト鋼においても、照射誘起偏析によりラス境界において Cr 濃度の低下が起こること[44]が報告されている点には一定の注意を払うべきであろう。さらに、¹³Cr ステンレス鋼は硬さが大きいほど IGSCC 感受性が高くなる[45]ことを考慮すると、低放射化フェライト鋼の想定使用温度では照射硬化が生じるため、高照射量の領域での挙動については考慮が必要と思われる。ところで、フェライト鋼は、水素遅れ割れ感受性を有する。構造材料中への水素の侵入原因には腐食反応が考えられるが、核反応により生じる水素の方が多くなり得るとの指摘もある[46]。仮に水素が材料中に蓄積するならば、水素遅れ割れの可能性も考えられるが、水素は拡散しやすいことや適切な熱処理により脱水素処理を施せることで対策が可能であると思われる。

以上をまとめると、ITER のテストブランケットの使用条件においては、低放射化マルテンサイト鋼の EAC 感受性は低いようである。しかし、発電ブランケットのように重照射を受ける場合の EAC 挙動に関しては、今後の研究が必要であろうと思われる。

5. おわりに

軽水炉での経験から、鉄鋼材料の高温水中 EAC に関しては多くの知見が得られている。ITER およびその後の発電実証プラントの使用温度は軽水炉等とは異なるが、これまでの知見に基づくと EAC による損傷の可能性は小さいと思われる。しかし、核融合炉の水冷却システムに関して EAC による信頼性劣化を正確に評価するためには、重照射、水温、水質および応力状態の影響など、さらに検討が必要な領域が多く残されていると考えられる。継続的な試験研究を行い、軽水炉で得た知見を活かすことにより、運転開始後の想定外の材料損傷を防止するよう配慮することが望ましい。

参考文献

[1] C.F. Cheng, J. Nucl. Mater. 57, 11 (1975).
 [2] P.M. Scotte, Corrosion 56, 771 (2000).
 [3] E.A. Lee, GEAP-4400 (1963).
 [4] W.R. Smalley, Nucl. Appl. 1, 419 (1965).
 [5] P.L. Andresen, Mechanism of Materials Degradation and Non-Destructive Evaluation in Light Water Reactors, INSS, 255 (2002).

[6] R. Cauvin *et al.*, *Proceedings of International Symposium on Fontevraud*, SFDN 54 (1994).
 [7] R.M. Horn *et al.*, Nucl. Eng. Des. 174, 313 (1997).
 [8] F. Cattant, Nucl. Eng. Des. 168, 241 (1997).
 [9] 宮園昭八郎他：日本原子力学会誌 29, 952 (1987).
 [10] H.P. Seifert, PSI-BER-02-06 (2002).
 [11] 石樽顕吉他：日本原子力学会誌 41, 842 (1999).
 [12] 火力原子力発電技術協会, 火力原子力発電 40, 958 (1989).
 [13] Y. Miwa *et al.*, *to be published in J. Nucl. Mater.* (2004).
 [14] R.L. Cowan *et al.*, *Proc. Int. Conf. Water Chemistry of Nuclear Reactor System 4*, BNES 1, 29 (1986).
 [15] W. Yang *et al.*, Corros. Sci. 33, 89 (1992).
 [16] W.H. Cullen *et al.*, J. Nucl. Mater. 96, 261 (1981).
 [17] G.M. Gordon and K.S. Brown, *Proc. 4th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, NACE, 14-46 (1989).
 [18] M.E. Indig *et al.*, *Proc. 5th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, NACE, 941 (1991).
 [19] 中野守人他：J. Instit. Nucl. Safety System 8, 134 (2001).
 [20] M.L. Grossbeck *et al.*, ASTM STP 1046, 537 (1990).
 [21] Y. Kaji *et al.*, J. Nucl. Mater. 307-311, 331 (2002).
 [22] R. Katsura *et al.*, *Proc. 6th Int. Symp. On Environmental Degradation of Materials in Nuclear Water Systems*, TMS, 625 (1993).
 [23] V. Belous *et al.*, J. Nucl. Mater. 258-263, 351 (1998).
 [24] 三輪幸夫：東北大学学位論文 (2003).
 [25] P. Lorenzetto *et al.*, J. Nucl. Mater. 233-237, 1387 (1996).
 [26] N. Totsuka and Z. Szklarska-Smialowska, Corrosion 44, 124 (1988).
 [27] S. Jitsukawa *et al.*, ITER task report G17T T63FJ (2001).
 [28] K.I. Shutko and V.N. Belous, J. Nucl. Mater. 307-311, 1016 (2002).
 [29] J. Nakano *et al.*, J. Nucl. Mater. 307-311, 1568 (2002).
 [30] Y. Miwa *et al.*, J. Nucl. Mater. 307-311, 347 (2002).
 [31] G.R. Caskey and R.S. Ondrejcin, Conf-900403-12 (1990).
 [32] T. Tsukada *et al.*, *to be published in J. Nucl. Mater.* (2004).
 [33] P. Lorenzetto *et al.*, Fusion Eng. Des. 17, 265 (1991).
 [34] N. Yamanouchi *et al.*, J. Nucl. Mater. 191-194, 822 (1992).
 [35] 芝 清之他：JAERI-Tech 97-038, (1997).
 [36] T. Sawai, *private communication*.
 [37] B.G. Ershov *et al.*, Radiat. Phys. Chem. 26, 587 (1985).
 [38] N. Fujita *et al.*, Rad. Phys. Chem. 60, 53 (2001).
 [39] R. Kallstrom, Studsvik/M-93/106 (1994).
 [40] Y. Miwa, *unpublished data*.
 [41] J. Lapena and F. Blazquez, J. Nucl. Mater. 283-287, 1341 (2000).
 [42] M.-F. Maday, Fusion Eng. Des. 61-62, 665 (2002).
 [43] 菅原英夫：Boshoku Gijutsu 25, 671 (1976).
 [44] R. Schaublin *et al.*, J. Nucl. Mater. 258-263, 1350 (1998).
 [45] M. Tsubota, *Proc. Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power reactors - Water Systems*, NACE, 9-66 (1979).
 [46] P. Jung, J. Nucl. Mater. 258-263, 124 (1998).



みわ ゆきお
三輪 幸夫

平成5年に東北大学大学院工学研究科原子核工学専攻修士課程修了後、日本原子力研究所に入所し、現在はエネルギーシステム研究部、複合環境材料研究グループで原子炉構造材の照射損傷に関わる研究をしています。昨年度には、先生および諸先輩方のご指導をいただき、東北大学より博士(工学)の学位を取得することができました。本解説には、その成果の一部を述べさせていただきました。



つか たかし
塚田 隆

日本原子力研究所主任研究員、エネルギーシステム研究部複合環境材料研究グループリーダー。昭和54年東北大学大学院工学研究科金属材料工学専攻修士課程修了、同年原研入所、昭和61年～63年 OECD ハルデン原子炉プロジェクト出向。博士(工学)東北大学より)。研究分野は、原子炉構造材の腐食損傷の研究、特に、照射誘起応力腐食割れ(IASCC)の研究。



じっかわ しろう
實川 資朗

日本原子力研究所物質科学研究部主任研究員。核融合炉等で高エネルギー中性子の照射を受ける材料の特性変化と、その機構を研究し、耐照射性を高めるよう材料を工夫したり、照射による特性変化の有り様を理解して、使用方法の工夫を提案するのが、主な領域です。格子欠陥の挙動の理解から、構造設計に基盤の部分までの範囲になります。経歴：早稲田大学理工学部卒業、東京工業大学総合理工学研究科修士課程修了、工学博士(東京工業大学)。趣味：当初は、趣味がこうじて研究職だったのですが……。