

特集 材料劣化機構の電磁解明

軽水炉構造材料の経年劣化－炉内構造材と圧力容器鋼－

Aging degradation of light water reactor materials

－ Reactor internal and pressure vessel materials －

塚田 隆

(日本原子力研究所)

海老根典也

(日本原子力研究所)

Takashi TSUKADA

Member

Noriya EBINE

Member

1 はじめに

経年劣化 (Aging degradation) とは、各種の機器・材料の時間に依存する劣化及びそれに起因する損傷を意味し、それはプラント構造物の信頼性・安全性及び使用寿命を決定する主な要因である [1][2]。わが国の原子力発電は、日本原子力研究所の動力試験炉 JPDR (Japan Power Demonstration Reactor) における 1963 年 10 月の初発電に始まり、本格的な軽水炉発電は、敦賀 1 号炉 (沸騰水型炉, BWR: Boiling Water Reactor) 及び美浜 1 号炉 (加圧水型炉, PWR: Pressurized Water Reactor) の商用発電開始の時 (1970 年) に始まる。以来、国内では BWR 及び PWR がほぼ同数ずつ総数約 50 基の軽水発電炉が建設された。既に運転開始後 30 年を越える発電プラントが出て来ている現在、それらの将来にわたる安全確保を図ることが最重要な課題となっている。このため近年、軽水炉プラントの高経年化に伴う保全技術開発及びその基礎となる材料の経年劣化機構の研究が重視されている。

軽水炉本体を構成する材料は、炉内構造材と圧力容器鋼に大別されるが、これらは高温高圧水と中性子・ガンマ線照射という、他の工業プラントにはない特殊な環境で使用される。軽水炉における材料の経年劣化は、主にこの特殊な環境の影響が材料に蓄積されることにより生じる。高経年化に関わり特に考慮すべき軽水炉の経年劣化事象は、炉内構造物については疲労、応力腐食割れ (SCC)、照射誘起応力腐食割れ (IASCC) であり、圧力容器については中性子照射脆化と疲労である [3]。さらに今後は、材料の経年劣化を損傷の発生前に検知すること、それに基づき損傷発生の予防策を講じることが益々重要となる。材料劣化を非破壊的に調べる方法としては、電磁気的手法、音響的手法、陽電子消滅法 [4] などが検討されているが、いずれも劣化

機構との明確な関連付け及び実機プラントへの適用性についてはさらに研究を要する状況である。本報では、軽水炉の炉内構造材及び圧力容器鋼を対象とし、使用材料と環境、主要な劣化損傷現象について概観し、電磁気的手法による非破壊劣化評価の可能性にも触れる。

2 炉内構造材の劣化と損傷

2.1 使用される材料と環境

軽水炉圧力容器の内部で使用される炉内構造材は、一般の工業プラントと大きく異なる環境、すなわち高温高圧水と放射線場で使用される。このため、炉内構造材に求められる特性は、高温高圧水に対する耐食性及び耐 SCC 性が高いこと、熱中性子断面積及び中性子照射損傷による材料特性の変化が小さいこと、工業材料としての経済性と実績などが重要である。これらの条件を満足する材料として、炉内構造材にはフェライト鋼に比べ照射の影響が小さく耐食性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼が多用される。また、特に高い耐食性を要する箇所には、高 Ni 合金が用いられている。Table 1 には、主要な炉内構造材と化学組成を示す。ステンレス鋼を腐食環境中で使用する場合、SCC の発生について十分な配慮が必要であるため、炉内構造材においても初期のプラント以降では、溶接熱影響部での SCC 感受性低下のため低炭素 ($C \leq 0.02\text{wt}\%$) 型ステンレス鋼が用いられている。

炉内の化学環境は、Table 2 に BWR と PWR を対比するように、溶存酸素または水素を含む 300°C 程度の高温高圧水である。高温純水は、照射の無い場合でも金属材料やセラミックスに対して強い腐食作用を持つが、中性子やガンマ線の照射が加わる場合、水の放射線分解により各種の短寿命なラジカル種の他、過

Table 1: Chemical composition of reactor internals materials (wt%).

オーステナイト系ステンレス鋼							
	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	C
304型:	Bal.	18-20	8-10.5	≤2	-	≤1	≤0.08
304L型:	Bal.	18-20	9-13	≤2	-	≤1	≤0.03
316型:	Bal.	16-18	10-14	≤2	2-3	≤1	≤0.08
316L型:	Bal.	16-18	12-15	≤2	2-3	≤1	≤0.03

高ニッケル合金							
	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	C
600合金:	6-10	14-17	≥72	≤1	-	≤0.5	≤0.15
X-750合金:	5-9	14-17	≥70	≤1	-	≤0.5	≤0.08

Table 2: Typical operating conditions for BWR and PWR.

炉型	温度、圧力、照射量	炉内水質	特徴
沸騰水型 BWR	約288 °C(出口) 約70 kg/cm ² 最大約30 dpa程度 (上部格子板60年で)	導電率: <0.1 μS/cm pH: 6.9~7.2 溶存酸素: 約0.2 ppm (水素未注入時) 溶存水素: 約0.5 ppm (水素注入時)	酸化性 高ECP H ₂ O ₂ 有 2相流
加圧水型 PWR	約325 °C(出口) 約157 kg/cm ² 最大約60 dpa程度 (B/Fボルト60年で)	導電率: 1-40* μS/cm pH: 4.2-10.5* 溶存水素: 約2~3 ppm 溶存酸素: ≤5 ppb Li濃度: 0.2-2.2 ppm B濃度: 0-4000** ppm	還元性 低ECP 単相流

*: BとLiの濃度による。 **: プラント運転状況による。 ECP: 腐食電位

酸化水素のように酸化性の強い化学種が生成する [5]。このような放射線場にある高温水中では、構造材は炉外とは異なる腐食挙動を示すことが予想される。特に、構造的な隙間の内部や SCC などにより生じたき裂の内部では、放射線の影響が顕著に現われる可能性がある [6]。

2.2 炉内構造材の劣化損傷要因

合金が中性子照射を受けると、原子が格子位置からはじき出され格子間原子と原子空孔が形成され(はじき出し損傷)、また中性子と合金構成原子の核反応により異種原子が生成する(核変換損傷)。はじき出し損傷による初期欠陥の形成は、中性子照射後の 10^{-11} s 以下という極く短時間に生じる現象であり、その後時間とともに欠陥の相互作用と消滅、拡散、欠陥集合体の形成が起こり、さらに合金のミクロ組織や局所的な組成の変化へとつながる。また、中性子と合金元素

(n,p), (n,α) などの反応により H, H_e が生成する。そしてこのような照射損傷の影響が蓄積する結果、合金の巨視的な機械的特性や腐食特性に変化が現われる。炉内構造材の経年変化の主要な原因は、この照射損傷の蓄積にあるといえる。

Fig.1 には、炉内構造材の劣化及び損傷を引き起こす要因とその影響を模式的に示した。炉内では、中性子・ガンマ線の照射、高温高圧水に加え、応力因子として溶接残留応力、熱応力などがある。これらの要因により合金には種々な劣化損傷現象が生じるが、経年劣化の予測では複数の要因が重畳することより発生する現象について検討することが重要となる。例えば、炉内構造物では冷却水の流動に伴う振動が高サイクル疲労損傷の原因となるが、この振動が SCC へ与える影響の可能性についても検討する必要がある。以下では、軽水炉の炉内構造材について、今後一層注意を払うべき損傷モードと考えられる SCC を中心に述べる。

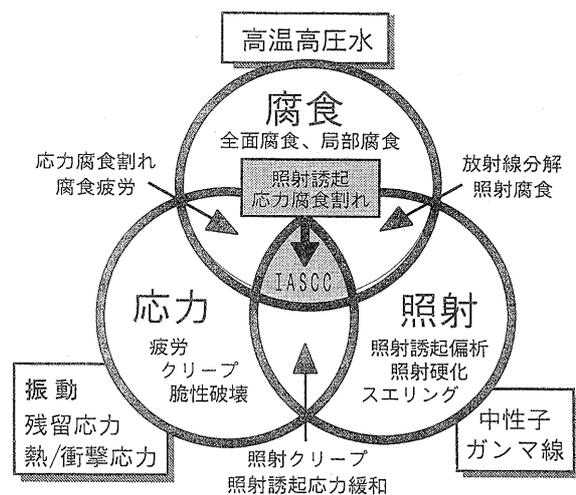


Fig. 1: Factors affecting aging degradation of reactor internal materials.

2.3 高温水中粒界型応力腐食割れ (IGSCC)

BWR では 1970 年代に、1 次冷却系配管ステンレス鋼溶接部の SCC 問題に悩まされ、その影響が発電プラントの稼働率低下をもたらした時期がある。この SCC は粒界型 (Intergranular type) であることから IGSCC と呼ばれ、溶接中の熱影響により溶着部近傍の母合金が熱鋭敏化 (Thermal sensitization) して発生することが明らかにされた [2]。ここで熱鋭敏化現象とは、合金が 450~800 °C 程度に加熱されると、結晶粒界に Cr を主成分とする炭化物 $M_{23}C_6$ が形成され、

その周囲では Cr 濃度が低下するため、本来 Cr により維持されていた耐食性が低下し、合金が SCC 感受性を持つようになる現象である。この IGSCC が熱鋭敏化により発生することが解明されたため、それを防止する対策技術の開発が大いに進み、材料に Cr 炭化物の析出し難い低炭素合金を用いること、溶接残留応力を低減すること、冷却水中の Cl イオンなど不純物の管理を強化すること、などの方策により 1 次系配管の IGSCC は抑制が可能となった。

1990 年代に入ると各国の BWR 炉内構造物である炉心シュラウドにおいて、溶接熱影響部における IGSCC の発生が報告された。この SCC への対策としては、国内の軽水炉では炉心シュラウドを当初の 304 型ステンレス鋼製から IGSCC 感受性のより低い 316L 型ステンレス鋼製へ交換する工法も実施されている [7]。炉内構造材の SCC については、直接及び間接に放射線の影響を受ける可能性がある。直接的な影響は次節に述べる照射誘起型の SCC の場合であるが、材料に与える照射効果は小さい場合でも照射が化学環境へ与える影響 (放射線分解) により SCC が加速されることが予想される。炉心シュラウドの IGSCC ではおそらく間接的な照射の影響を考慮する必要がある。

PWR では Table 2 のように、BWR と異なり水素注入により還元性雰囲気となるためオーステナイト系ステンレス鋼の熱鋭敏化による IGSCC は起こらないことが実証されている。しかし、PWR 一次系水中で高 Ni 合金 (600 合金, X-750 合金など) は、熱鋭敏化とは無関係に高応力下で粒界型 SCC を生じる。この SCC は、一次系水 (Primary water) 中で生じるため特に PWSCC と呼ばれている [8]。PWSCC は、当初 600 合金製の蒸気発生器伝熱管の冷間加工を受けた部分で発生し、高い残留応力が原因と考えられた。一方、炉内においては、1980 年代中期に X-750 合金製の制御棒クラスタ案内管の支持ピン及びたわみピンに PWSCC が発見された。PWSCC は、BWR における IGSCC とは異なり熱鋭敏化を条件とせず、主に供用中の高い引張応力が原因とされ、さらに現在水素の影響などが検討されている。

2.4 照射誘起応力腐食割れ (IASCC)

熱鋭敏化していない溶体化処理材でも、中性子照射を受けることにより高温水中での粒界型 SCC 感受性を持つ (照射誘起鋭敏化) ようになる現象を照射誘起応力

腐食割れ、IASCC (Irradiation Assisted SCC) と称し、経年化に伴い高い中性子照射量となる炉内構造物での発生が報告されている [9]。IASCC 研究は、1980 年代に軽水炉の長寿命化が検討され始めた頃に各国で開始された。研究の初期には、IASCC は BWR 特有の材料問題であると考えられていたが、その後 PWR のバツフルフォーマボルトの割れ (1989 年に仏炉で発見) の原因が IASCC とされて以来、両炉型に共通する現象であると認識されている。

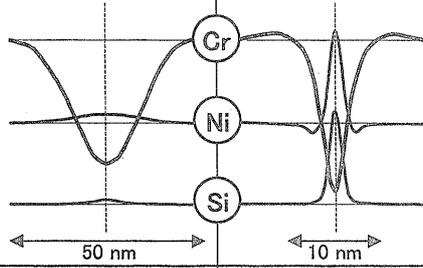
BWR 環境における IASCC については、本特集号で鈴木 [10] により詳説されているように、照射誘起偏析により粒界の極近傍数 nm の領域で合金中の Cr 濃度が低下すること、そこにおいて耐食性が局所的に劣化し合金のアノード溶解が起こることが主原因と考えられている。ただし、鈴木が述べているように、照射誘起偏析による Cr 欠乏だけではなく、粒界の組成変化と同時に結晶粒内への中性子照射の影響すなわち合金の機械的性質や金属組織の変化との関連が大きい可能性が高い。照射によるマイクロ組織の変化に関連しては、例えば橋本ら [11] が、316 型ステンレス鋼を 330°C で約 7 dpa まで中性子照射した後引張り試験及び組織観察を実施し、転位チャネリング及び加工誘起マルテンサイト相を見出している。このような照射による合金マトリックスの変化と、粒界の耐食性劣化及び機械的性質の変化が重畳して IASCC が発生すると考えられる。ただし、合金中微量元素の影響など不明の点も多く、微量元素については耐食性ととも照射組織の発達への影響の両方についての検討が必要である [12][13]。

PWR 環境における IASCC の発生機構については、BWR 環境の IASCC とは異なる説明がなされている。BWR 環境での IASCC が、熱鋭敏化材の IGSCC と同様に、粒界近傍の Cr 欠乏により説明されたように、PWR 環境での IASCC は高 Ni 合金の PWSCC との関連付けて議論されている。PWR 環境での IASCC については、米澤らの一連の研究報告がある [14-16]。バツフルフォーマボルトは主に 316 型ステンレス鋼冷間加工材で製作されるが、同材料を 10^{22} n/cm² (E>0.1 MeV) オーダーまで中性子照射した場合、照射誘起偏析現象のため結晶粒界近傍の化学組成は Cr 11~13%, Ni 22~27%, Si 3~5% へと変化する [14]。この組成変化の幅は粒界の片側に数 nm 程度と極く狭い範囲であるが、Cr が欠乏し、Ni, Si などが富化する。一方、中性子照射した 316 型冷間加工材

のPWR一次系模擬環境でのSCC試験により、例えば試験温度325℃では 3×10^{22} n/cm² (E>0.1 MeV)程度以上の照射量でIGSCC感受性が現われることが示された[15]。これらの結果より米澤らは、PWR環境におけるIASCCは、照射誘起偏析により粒界近傍の化学組成が変化(低Cr化, 高Ni, 高Si化)することにより、高Ni合金でのPWSCCと同様な割れ現象が起こるためとしている。ただし、PWSCCの発生機構そのものについては、水素の影響説などがあるもののまだ明確な説明が可能となっていないのが現状である。

Table 3には、粒界鋭敏化の原因及び炉環境によるSCC挙動の違いをまとめた。現在のところBWR及びPWR環境におけるIASCCの発生機構は、各々粒界近傍でのCr欠乏によるアノード溶解型のSCC及びNi富化による高Ni合金のPWSCC型のSCCとして説明されている。ただし、どちらの場合にも粒界における照射誘起偏析が主原因であることに変わりはない。このため、IASCCの発生に関わる粒界偏析を非破壊的に評価する試みが、原子間力顕微鏡[17]や磁気力顕微鏡[18]を用いて始められており、今後照射誘起偏析及びIASCC感受性の簡便な定量評価への道が開かれることが期待される。

Table 3: Sensitization phenomena and SCC behavior of austenitic stainless steels.

粒界鋭敏化現象	鋭敏化の原因	熱影響 (450~800℃)	中性子照射
	粒界近傍化学組成		
粒界応力腐食割れ現象	BWR環境 重要因子	SCC有 (IGSCC) 粒界Cr欠乏	SCC有 (IASCC) 粒界Cr欠乏 放射線分解
	PWR環境 重要因子	SCC無	SCC有 (IASCC) 粒界高Ni, Si 高応力付加

3 圧力容器鋼の経年劣化

3.1 圧力容器について

圧力容器は、高温高压の1次冷却水を内包し、かつ高放射線環境にある炉心を有する容器であり、原子力プラントの心臓部である。圧力容器は、絶対に破壊を起こしてはならないこと、老朽化した場合に交換が技術的に相当困難であること、つまりプラントの廃止時までずっと健全性を保って運転しなければならない等の理由から、安全上最も重要な機器といえる。

プラントの電気出力の大型化に伴い、圧力容器も大型になっており、PWRでは直径約4m、肉厚約20cm、BWRではそれぞれ約6m、約15cmである。使用条件は、PWRで圧力約15MPa、温度320℃、BWRでそれぞれ約8MPa、290℃である。炉水は、前述のTable 2と同じである。高温高压水と接する内側は、腐食防止のためステンレス鋼が肉盛り溶接で内張されている。使用されている鋼材は、破壊を避けるという観点から優れた材料特性が要求され、特に破壊靱性の非常に高いものが選ばれている。これらは、ペーナイト、マルテンサイト組織のMn-Mo-Ni系の低合金鋼で、日本では初期のプラントを除き、ASTM規格A533B cl.1、鍛造部ではA508 cl.3が使用されている。また、材料特性を確保するため、製造上も特に注意を払っており、中性子照射脆化を促進するP,Cuや靱性の低下やき裂の加速を促進するSなどの不純物の低減、強度と靱性といった相反する特性を満たす添加元素の制御、水素性欠陥の原因となるHや介在物を生じるOの除去、超厚板鋼中での介在物や偏析の低減による内部の均質化等について対策がとられている。

以上のように優れた性能を持っているものでも、厳しい使用条件のもとでは、その性能は低下する。圧力容器に関して、長期供用により考慮すべき経年変化事象としては、中性子照射による材質の脆化と起動停止の繰り返しによる材料の疲労があげられる[19]。

3.2 中性子照射脆化について

この経年劣化は長期間の高速中性子照射によって引き起される「照射脆化」といわれる現象である。すなわち、高速中性子(エネルギーの高い(E>1 MeV)中性子)が格子原子や格子間原子に衝突してそれらの原子をたたき出し、たたき出された原子はさらに近くの原子に衝突してその原子をはじき出すというカスケード

ド現象によって、欠陥クラスターが形成される。このような欠陥が合体するとボイドとなったり、また欠陥が核となって転位を形成する。さらに、材料中に含まれる不純物や炭化物が欠陥部に析出する。压力容器に使われている低合金鋼で0.1%以上のCuを含むものではnmサイズのCuの析出が照射脆化をもたらす大きな原因といわれている。

このような原因によって引き起こされる照射脆化挙動の一例としてFig.2にシャルピー延性-脆性遷移温度に及ぼす中性子照射の影響を示す[20]。さらに、破壊靱性特性に及ぼす中性子照射の影響をFig.3に示す[20]。同図から、シャルピー衝撃特性と全く同様に、破壊靱性も中性子照射の影響を受け遷移曲線が高温側に移動し、かつ上部棚破壊靱性が低下することがわかる。

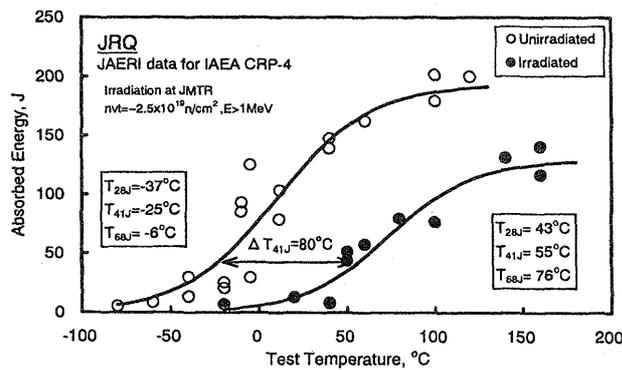


Fig. 2: Charpy transition curves before and after neutron irradiation.

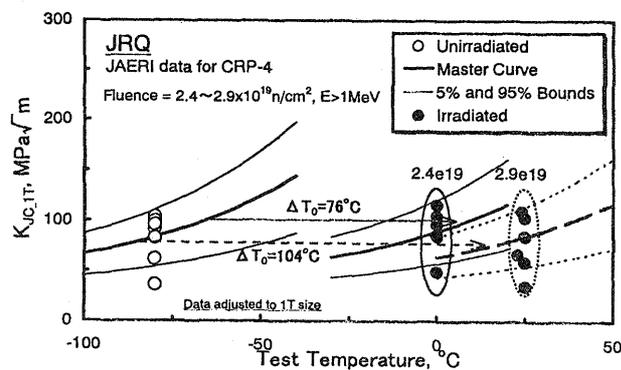


Fig. 3: Fracture toughness data before and after neutron irradiation.

このような照射によって受ける材料特性の変化を調べるため、压力容器の照射脆化は監視試験片の破壊

試験によって調べることが義務付けられている[21]。すなわち、原子炉建設時に压力容器と同じ材料で作った監視試験片を数多く製作し、原子炉運転開始時から原子炉内に置いて压力容器と同じ程度の中性子照射を受けさせ、その後定期的に取り出して機械強度を調べる破壊試験(シャルピー衝撃試験、破壊靱性試験、引張り試験など)を行い、健全性を確認している。

3.3 疲労について

原子炉の冷却材としての水は、極めて純度の高いものを使用しているが、300°C程度の温度のため微量な溶存酸素の影響により压力容器用の低合金鋼において腐食疲労を起こすことが明らかになっている。これは、定性的には、応力腐食割れの章で述べたように、材料、水環境、応力の3つの要因が重なって生じる。具体的には、溶存酸素濃度、温度、流速、鋼中の硫黄成分、ひずみ速度などの影響が大きい。すなわち、水中の溶存酸素が鋼中の不純物元素Sと結びつき SO_4^{2-} となり、き裂内部のような局所に腐食環境が作り出され、繰り返し応力によるき裂成長が促進される。大気中に比べ高温水中では、疲労寿命が低下している例をFig.4に示す[22]。また、き裂成長速度も著しく加速される[23]。

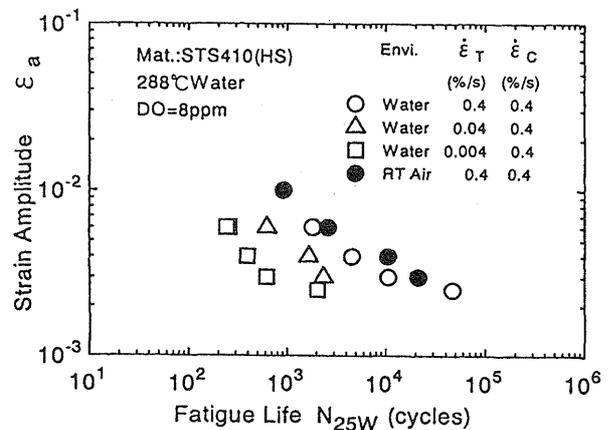


Fig. 4: Relation between fatigue life and strain amplitude.

3.4 材質劣化の非破壊評価について

先にも述べたように压力容器の材質変化の評価には、監視試験片を用いた手法が取られているが、監視試験片数に不足が生じたり、压力容器を焼鈍により脆化回復処理を行った場合には、直接压力容器そのものから

の情報が極めて重要である。その意味で非破壊的に評価できる手法が構築できれば非常に有効である。現在、压力容器の非破壊評価の方法としては、磁気的手法、超音波法、陽電子消滅法 [4] などが提案されている。そのうち、磁気的手法については、次のような根拠に基づいて研究が進められている。压力容器鋼では、中性子照射による金属組織的な微視的構造の変化として主に転位密度の増大やナノスケールオーダーの Cu などの析出という現象が起こり、これらが転位運動を阻害するピンニング力の増加となつていわゆる機械的硬さが増し、変形しにくくなり、脆くなるという結果を招くのである。一方、強磁性材料の磁気特性はその化学組成と金属組織的構造によって決まることが知られている。したがって、照射損傷にもとづく微視的構造の変化があるとすれば、構造敏感な保磁力や透磁率（あるいは磁化率）が変化すると考えられる。このような磁気特性の変化と機械的強度特性の変化の間に良い相関 [24][25] があるとすれば、磁気特性の変化から機械的特性の変化を評価できることになる。すなわち、材質変化の磁気的な非破壊評価の可能性があると考えられる。

これに基づき、原子炉压力容器の経年劣化を非破壊的に計測評価する方法として磁気問いかけ法が提案された [26]。これは、磁気ヨークを用いて原子炉压力容器を部分的に磁化し（压力容器に磁気的な問いかけを行う）、そのときの压力容器表面の磁界分布パターン（問いかけに対する応答）を測定し、そのパターンから压力容器厚さ方向の保磁力分布を推定する方法である。この手法における大きな問題は肉盛り溶接部の存在と厚肉鋼材の励磁である。すなわち、非磁性ステンレス部を通して压力容器の低合金鋼部を磁化しなければならず、また保磁力を同定するには磁気飽和まで持っていかなければならないことである。そこで、保磁力にこだわらずに、低い磁化で測定可能な磁気物性値（増分透磁率など）に注目して、小さなループ（minor BH loop）の磁化レベルで磁化特性の変化を同定できる方法が提案されている [27]。

4 おわりに

軽水炉構造材料の経年劣化に関しては、多くの研究により劣化損傷機構の検討が行われて来たが、依然として未解明の部分が多く、一層の基礎的研究及びそれに基づく対策技術の開発が必要である。一方、経年

劣化研究の重要な目的として、これまで実機では経験されていないような未知の材料損傷モードがあり得るかを検討し、その原因となる材料劣化を早期に発見し損傷防止へつなげることがある。この観点では、材料劣化の非破壊的評価法の開発が重要となる。現在、割れ損傷の検査には、超音波や渦電流による探傷法が適用され、また中性子照射脆化についてはサーベイランス試験片を用いる破壊試験による評価が行われている。しかし、今後の課題は、材料の経年劣化機構に基づくミクロな材料変化を検知できる方法を開発し、早期診断を可能とすることにある。そのための一つの方向として、材料劣化の電磁気学的解明という新しい分野が発展することが大いに期待される。

参考文献

- [1] V.N. Shah and P.E. Macdonald: Aging and life extension of major light water reactor components, Elsevier Science Publishers, (1993).
- [2] 薄田寛: 損傷防止技術を中心として軽水炉構造材料, アイビーシー, (1989).
- [3] 例えば、特集—原子力発電の高経年化対策, 原子力 eye, 45 (1999), pp.9-26.
- [4] 中村規子: 陽電子消滅法によるオーステナイト鋼材料劣化評価, 日本 AEM 学会誌, Vol.8, No.1 (2000), pp.23-28.
- [5] 石樽顯吉ほか: 原子炉水化学ハンドブック, コロナ社, (2000).
- [6] S. Uchida et al.: Crevice Chemistry under Gamma Ray Irradiation, *Proc. 10th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, (2001), (to be published).
- [7] 大出厚: 福島第一原子力発電所 3 号機の炉心シュラウド取替工事について, 原子力 eye, 44 (1998), pp.44-47.
- [8] 高松洋: PWR における信頼性向上技術, 材料と環境, 48 (1999), pp.763-770.
- [9] P.L. Andresen: Irradiation-Assisted Stress-Corrosion Cracking, Chapter 6 in *Stress-Corrosion Cracking*, edited by R.H. Jones, *ASM International*, (1992), pp.181-210.
- [10] 鈴木俊一: 照射誘起応力腐食割れ研究の動向, 日本 AEM 学会誌, Vol.9, No.2 (2001), pp.18-25.
- [11] N. Hashimoto et al.: Deformation mechanism in 316 stainless steel irradiated at 60°C and 330°C, *J. Nuclear Materials*, 283-287 (2000), pp.528-534.
- [12] Y. Miwa et al.: Effect of minor elements on irradiation assisted stress corrosion cracking of model austenitic stainless steels, *J. Nuclear Materials*, 233-237 (1996), pp.1393-1396.
- [13] T. Tsukada et al.: Effect of Minor Elements on IASCC of Type 316 Model Stainless Steels, *Proc. 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, (1997), pp.795-802.
- [14] 米澤利夫ほか: PWR 炉内構造バツフルフォーマボルト材の粒界割れ機構に対する考察, 日本原子力学会誌, 42 (2000), pp.212-217.

- [15] 米澤利夫ほか: 中性子照射誘起偏析模擬材における PWR 用 オーステナイト系ステンレス鋼の照射誘起粒界応力腐食割れ 感受性に関する検討, 材料と環境, 49 (2000), pp.437-444.
- [16] 藤本浩二ほか: オーステナイト系ステンレス鋼の照射誘起偏析 予測と PWSCC 感受性, 材料と環境, 49 (2000), pp.472-482.
- [17] 根本義之ほか: 日本金属学会 2001 年秋季大会講演概要集, No.0775-0, (2001).
- [18] 高屋茂, 鈴木隆之, 内一哲哉, 宮健三, マルチスケール磁気 測定による材料劣化診断, 日本 AEM 学会誌, Vol.9, No.2 (2001), pp.35-43.
- [19] 資源エネルギー庁: 高経年化に関する基本的考え方, (1996).
- [20] K. Onizawa et al.: JAERI's Contribution to the IAEA coordinated research programme on assuring structural integrity of reactor pressure vessels, *JAERI-Research*, 2000-022, (2000).
- [21] 日本電気協会: 原子炉構造材の監視試験方法, *JEAC*, 4201-1991, (1991).
- [22] M. Higuchi, et al.: Effect of strain rate change on fatigue life of carbon steel in high-temperature water, *ASTM STP*, 1298, (1997), pp.216-230.
- [23] F.P. Ford: *J. Pressure Vessel Tech.*, *Trans. ASME*, Vol.110, (1988), pp.113-128.
- [24] K. Popp, et al.: Änderung mechanischer und physikalischer Eigenschaften von Reaktortordruckbehalterstahl bei Neutronenbestrahlung und thermischer Ausheilung Kernenergie, *Kernenergie*, Vol. 29(1), pp.22-24(1986).
- [25] 海老根ほか: 強磁性構造鋼 A533B 及び SUS410 の磁気特性と機械的特性の相関, 日本応用磁気学会誌, Vol.20, (1996), pp.665-668.
- [26] K. Ara, et al.: A New Method of Nondestructive Measurement for Assessment of Material Degradation of Aged Reactor Pressure Vessels, *J. Pressure Vessel Tech.*, *Trans. ASME*, Vol.118, (1998), pp.447-453.
- [27] N. Ebine and K. Ara: Magnetical Measurement To Evaluate Material Properties of Ferromagnetic Structural Steels With Planar Coils, *IEEE Trans. Mag.*, Vol.35, No.5 (1999), pp.3928-3930.