

特集

BWR 炉心シュラウド等の応力腐食割れに係わる最近の研究動向

Latest Research Activities on Stress Corrosion Cracking of BWR Core Shrouds and Major Piping

東京大学名誉教授 山脇 道夫, (財)電力中央研究所 恩地 健雄,
(株)原子力安全システム研究所 福谷 耕司, 原子力安全・保安院 中村 武彦,
(株)日立製作所 高橋 文信, 日本原子力研究所 塚田 隆, 内田 俊介

(2005年 5月 3日 受理)

耐応力腐食割れ(SCC)材として開発された低炭素ステンレス鋼を採用したBWRの炉心シュラウドあるいは再循環系配管において顕在化したSCCについて、発生機構と対応策および今後の研究課題を、日本原子力学会材料部会が中心となって組織した「炉心シュラウド等材料問題検討会」で議論し、その検討結果をまとめた。

低炭素ステンレス鋼は、粒界型SCC(IGSCC)の発生抑制に顕著な効果を有するが、今回のSCCでは、まず粒内型SCC(TGSCC)が材料表面の加工硬化層から発生し、これが材料内部でIGSCCとして進展するという想定外の事象として発生、進展したものと考えられる。低炭素ステンレス鋼のSCC発生、進展機構の解明には、まだ時間を要すると予想されるため、当面のSCC対策としても、各種の応力および環境の改善技術が重要となる。時を同じくして、認可された維持基準のもと、シュラウド等圧力バウンダリー以外のひび割れについては、従来からの即補修、即交換といった対応のみでなく、ひび割れの存在を容認した運用も開始された。維持基準への対応のためには、ひび割れの大きさの把握が必須で、非破壊検査の重要性が従来以上にクローズアップされている。今後、新設されるプラントでは、溶接線に沿って、各種ピーニング処理を施し、表面層の引張残留応力を圧縮残留応力に変える対策を施すことになっている。

- | | |
|--------------------------|------------------------|
| I. はじめに | IV. 維持基準対応策の現状 |
| II. 低炭素ステンレス鋼のSCC発生・進展機構 | V. 水化学からのIGSCC抑制策の研究現状 |
| III. 中性子照射の影響についての研究現状 | VI. 非破壊検査の現状 |
| | VII. おわりに |

I. はじめに

2002年8月末に、いわゆる東電問題として世の注目を浴びた沸騰水型軽水炉(BWR)の炉心シュラウドおよび原子炉再循環系配管のひび割れ(き裂)に関しては、電気事業者および日本原子力研究所によりひび割れを含む材料サンプルの調査が行われ、割れは応力腐食割れ(SCC)であることが明らかとなった¹⁾。このSCCの特徴としては、材料表面の加工硬化層から粒内型SCC(TGSCC)として発生し、材料内部では粒界型SCC(IGSCC)として進展すること、溶接部に隣接する母材部に発生し溶接金属内へも進展することなどがわかっている。

しかし、このシュラウド等におけるSCCが、工学的にも、社会的にも、大きな問題となった理由は、従来の考えでは耐SCCが高いとされていた低炭素ステンレス

鋼(炭素含有量が0.02%以下のSUS316NG, 316L, 304L)に発生したためである。

1970年代後半にBWR配管溶接部に多発したSCCの場合、材料は炭素を0.05%程度含有するステンレス鋼であり、SCCの原因は溶接時の昇温により溶接金属周囲の母材熱影響部(HAZ)において、粒界にCr炭化物が析出し熱鋭敏化するためであるとされた。このため、ステンレス鋼中の炭素量を低減し、炭化物の析出を抑制した低炭素ステンレス鋼が開発され、SCC対策技術の切り札として、配管およびシュラウドの交換材として適用されてきた。しかし、今回、低炭素ステンレス鋼も、SCCを免れ得ないことが明確となった。また、今回の損傷事例は、SCC評価手法やひび割れの発生・進展のメカニズムの基本的な考え方に立ち返って、再検討する必要があることを示している。

国民の信頼と安心を回復するため、SCCなど材料技術に携わる研究者・技術者のみでなく、プラントシステム、あるいはハードにかかわる分野の研究者・技術者も

Michio YAMAWAKI, Takeo ONCHI, Kouji FUKUYA, Takehiko NAKAMURA, Fuminobu TAKAHASHI, Takashi TSUKADA, Shunsuke UCHIDA.

第1表 BWR で使用されているステンレス鋼の種類と化学成分

鋼種	化学成分 (wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Mo	N	その他
SUS 304	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00~10.50	18.00~20.00	残	—	—	—
SUS 304 L	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	9.00~13.00	18.00~20.00	残	—	—	—
SUS 316	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	残	2.00~3.00	—	—
SUS 316 L	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	12.00~15.00	16.00~18.00	残	2.00~3.00	—	—
SUS 316 NG	≤0.02	≤0.75	≤2.00	≤0.040	≤0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	残	2.00~3.00	≤0.12	C+N≤0.13

(注) 熱鋭敏化とは、ステンレス鋼が IGSCC に対して鋭敏になることを指す。溶接時に600~800℃に加熱された後に冷却する過程で、結晶粒界で Cr 炭化物が形成され、近傍の Cr 濃度が低下するため腐食されやすくなる。

力を合わせて対応することが重要と考える。このため、日本原子力学会材料部会では、「炉心シュラウド等材料問題検討会」を設立し、広く分野を越えた検討を進めることを提案し、2003年3月以降、計4回の検討会を開催した。本特集は、この検討会における議論に基づき、現状の理解と今後の課題等を取りまとめて報告し、今後の更なる検討に資することを目的とする。

低炭素ステンレス鋼の SCC メカニズムに関しては現在、国および民間による研究が行われている¹⁾。例えば、国による調査研究では、(独)原子力安全基盤機構を実施主体として「原子力用ステンレス鋼の耐力腐食割れ実証事業」が2004年度から実施され、SCC 進展のメカニズム解明試験および SCC 進展速度試験が行われており、主に力学的観点からの検討が行われている。これに関連し、本特集の第II章では、応力ひずみ集中を重視する SCC の進展についての新しい考え方を議論する。一方、民間では、電気事業者および(社)腐食防食協会が公募事業として「高温純水中における低炭素ステンレス鋼の応力腐食割れメカニズム研究」を2003年度から実施している。この研究では、母材および溶接金属での SCC の発生・進展のメカニズム解明を目標とし、多くのメーカー、大学、研究機関が参加して研究を行っている。そこでのひとつの大きな検討課題は、長期間の使用による材料変質とその SCC との関連性であるが、本特集の第III章では、これに関係し、シュラウドの SCC における中性子照射の影響について議論する。

今回の SCC 問題により、維持基準に大きな注目が集まった。しかし、第IV章で述べられるように、維持基準は今回の SCC 問題が発生する以前から軽水炉高経年化に関わる技術的対応の一環として検討が進められていたものである。

一方、低炭素ステンレス鋼の SCC 機構の解明には、まだかなりの時間を要すると予想されるため、当面の SCC 対策としても、各種の応力および環境の改善技術が重要となる。SCC 対策技術としてすでに BWR でも水素注入が一般化しつつあるが、第V章では、その詳細と特に放射線分解により形成される過酸化水素の重要性が述べられる。また、維持基準の適用にあたっては、実

機での非破壊検査精度の向上が求められるため、第VI章では、その技術の動向について解説する。(塚田 隆)

II. 低炭素ステンレス鋼の SCC 発生・進展機構

1. 低炭素ステンレス鋼

わが国の BWR 型原子炉では現在、数種のステンレス鋼が使用されている。第1表に代表的な鋼種の化学成分を示す。初期の BWR では主に304鋼が使用されたが、1970年代後半に顕在化した SCC 対策のため、熱鋭敏化(表中の(注)参照)が生じ難い Mo を添加した316鋼や含有炭素量を低減した304 L 鋼、316 L 鋼が採用され、炭素量低減に伴う強度低下を防ぐために N を添加した316 NG 鋼も開発され使用されている。1984年以降は低炭素の316 NG 鋼および316 L 鋼が再循環系配管および炉心シュラウドの標準仕様として採用されている²⁾。

2. 従来の SSRT 試験での316 L 鋼の優位性

1970年代に米国で行われた実配管試験では、304 L 鋼や316 L 鋼は304鋼に比べ IGSCC が発生しにくかった³⁾。その後実施された低歪速度試験(SSRT)では、第2表に示すように、304 L 鋼には IGSCC の発生が見られたが、316 L 鋼では見られなかった⁴⁾。表中の破面率(% IGSCC)は、試験片破断面における IGSCC の占める割合を表す(破面率は鋼材の IGSCC 感受性を定量的に表す指標として用いられている)。

316 L 鋼が304 L 鋼よりも IGSCC が発生しにくい理由としては、1970年代当時は、316 L 鋼では変形誘起マルテンサイトと粒界炭化物析出が形成されにくいためと考えられた⁴⁾。しかし、その後、マルテンサイトの生成は SCC 発生と関係がないことがわかり⁵⁾、また316 L 鋼の粒界に Cr 化合物析出がないことも確認された⁶⁾。このように、316 L 鋼は、予想どおり、代表的な IGSCC 発生評価法である SSRT 試験では IGSCC が発生しないことが確認された。

3. IGSCC 発生における塑性ひずみの役割

1990年代に、欧米の BWR 炉心シュラウドで、炭素含有量の大小に関係なく、溶接熱影響部でひび割れ

第2表 低炭素ステンレス鋼の SSRT 試験の概要¹⁾

材料 (炭素含有)	試験条件	試験結果
304 L (0.031 C)	材料熱時効と水質の 種々の組合せ	7本を試験： 2本が0% IGSCC 2本が<1% IGSCC 3本が30~70% IGSCC
304 L (0.008 C)	同上	5本を試験： 1本が0% IGSCC 1本が<1% IGSCC 3本が3~6% IGSCC
316 L (0.02 C)	実機運転条件で時効	1本を試験： 0% IGSCC
316 L (0.011 C)	実機運転条件で時効	1本を試験： 0% IGSCC
316 L (0.008 C)	材料熱時効と水質の 種々の組合せ	2本を試験： いずれも0% IGSCC (TGSCCを僅かに含む)

(IGSCC)が相次いで発見された。欧米のBWR炉心シュラウドでは、主に304鋼や304L鋼が使用された(ドイツでは一部347鋼も使用された)のに対して、わが国のBWR炉心シュラウドでは316L鋼が使用されたという違いはあるが、ひび割れ発生は鋼種に無関係であることがわかる。また、熱鋭敏化していなくても発生していることや、表面の機械加工層などが起点となっていること、などの欧米の事例はわが国の場合と共通している。米国で304L鋼製シュラウドのひび割れ箇所を調査した結果、IGSCCは溶接時の収縮過程で発生する塑性ひずみと高い腐食電位の水質が原因で発生したことがわかった⁶⁾。316NG鋼製配管でも、熱影響部近傍に、粒界炭化物析出もCr濃度低下もなかったにもかかわらず、約10年間運転後にIGSCCが発見された。IGSCCの発生・進展の主因は溶接時の収縮による塑性ひずみによるものと結論された⁷⁾。

このように、低炭素ステンレス鋼の溶接熱影響部では熱鋭敏化はなくとも、大きな残留塑性ひずみがIGSCC発生・進展に重要な役割を果たしたものと考えられる。熱鋭敏化と高い残留塑性ひずみが共存するときには、どちらがIGSCC発生に直接関与するかは、立場により見解がわかれる。腐食や水化学の立場からは、熱鋭敏化が優先的に作用すると考えるが、金属物性や機械工学の立場からは、残留塑性ひずみがIGSCC発生に優先的に作用するものとする。熱影響部では、粒界Cr濃度低下により、熱鋭敏化して、IGSCCを発生・進展させることが学問的にも確立されている事実であるが、熱鋭敏化と同時に、粒界炭化物析出が粒界の塑性ひずみに影響を与えることも考えられる。

4. 表面層硬化に伴うTGSCCの発生と母層でのIGSCCの進展

わが国の316L鋼製のシュラウドや再循環系配管、ならびに304L鋼製の再循環系配管で顕在化したひび割れは、いずれも、製造時の機械加工による材料表層部の硬化が原因となり、表層部で粒内応力腐食割れ(TGSCC)が発生し、このひび割れが起点となって、母層では結晶粒界に沿ってIGSCCが進展していた²⁾。TGSCCはステンレス鋼をSSRT試験するときにもしばしば観察されており、その破面は鉄系材料を機械的に破壊させたときに生じる通常の粒内破壊破面とよく似ている。しかし、破面上に結晶学的段差が生じる点が異なるため、水素脆化や水素吸着作用などにより、その発生機構が説明された⁸⁾。一般に材料の塑性変形は温度が高いときは結晶面がすべることにより生じるスベリ変形が起きるが、材料が硬化するとスベリ変形が妨げられ、替わって、一部の結晶面では原子配列が鏡像を形成するように変化する双晶変形が生じる。双晶変形では双晶境界や先端部では局部的に高い応力集中が起きるため、TGSCC発生を誘起する可能性がある。したがって、TGSCC発生には双晶変形が関与している可能性がある。

疲労予き裂入りコンパクトテンション(CT)試験片を用いたき裂進展試験では、316鋼や316L鋼の溶体化材でも予き裂先端を起点としてIGSCCが進展する^{9,10)}。IGSCC進展速度は、熱鋭敏化や冷間加工により大きくなるが、鋼種(304鋼, 304L鋼, 316L鋼および316NG鋼)間の差異は小さい⁵⁾。316L鋼は、SSRT試験ではIGSCCが発生しなかったにも関わらず、予き裂入りCT試験片ではIGSCCが進展した理由は、CT試験片の予き裂先端の応力とひずみの状態が直接関係すると考える。すなわち、SSRT試験で用いる通常の平滑試験片では、塑性変形の初期段階まではほぼ一様な応力が材料に負荷されるのに対して、CT試験片は疲労試験によりあらかじめき裂が導入されているため、材料に負荷される応力ひずみは一様ではなくき裂先端に集中する。さらにCT試験片ではひずみが拘束され、予き裂先端では局部的に高い応力が集中する。水環境において応力ひずみ集中が起きているステンレス鋼で粒界割れがなぜ進展するのかはまだ未解明であり、今後の研究に待たれる。き裂進展過程ではき裂先端の応力状態はき裂が拡大するにつれて次第に変化する。したがって、き裂進展は、進展するき裂先端での応力状態を表すパラメータである、応力拡大係数が支配的要因になる。さらに水質条件もき裂先端の隙間部でバルク水質よりも厳しい条件となる。このため、プラントで発生したき裂とCT試験片で発生したき裂の応力条件と水質条件を比較評価する必要がある。

5. 材料・応力面からのIGSCC発生・進展抑制策 低炭素ステンレス鋼が、IGSCCの発生抑制に顕著な

効果を有することは、基礎実験の結果からも明らかである。しかし、機械加工による材料表層部の硬化と溶接による高い残留塑性ひずみの重畳が原因となり、予想外のTGSCCが発生した点に留意し、今後新設されるプラントでは、溶接線に沿って各種ピーニング処理を施し、表面層の引張残留応力を圧縮残留応力に変える対策を施すことになっている。

ピーニング処理では、微小鋼球を当該部に打ち付けるショットピーニング、高速水流を吹きつけるウォータージェットピーニング、レーザービームを照射するレーザーピーニングなど、手法は多様であるが、いずれも表面から数100 μm の表層部を引張残留応力から圧縮応力に転ずることが確認されている。この応力緩和効果の高温水中での長期持続性については、今後の推移を見守ることが必要である。

6. IGSCC の発生過程と進展過程にかかわる研究課題

従来のIGSCC概念では発生と進展を特に区別せず、降伏応力程度の引張応力に加えて、材質と水質が要因として特に重要視されたが、近年は、確率論的な発生過程と決定論的な進展過程を分けて議論されている。しかし、高温水中の低炭素ステンレス鋼では、塑性ひずみが結晶粒界に局部的に集中すれば、熱鋭敏化や腐食電位の如何によらずIGSCCが進展する。加工硬化などの要因でTGSCCが発生すれば、これが起点となってIGSCCとして進展することは前述のとおりである。IGSCC進展過程では、水環境中における応力拡大係数が支配的要因になるが、進展機構から見ると、ひずみ速度の重要性が指摘されている¹¹⁾。もちろん、この進展速度には材質や水質も影響を及ぼす。しかし、なぜ表面硬化層でTGSCCが発生するのかは、まだ十分には理解されていない。

原子炉構造材料のSCC現象は歴史的には材質と水質の組合せに応じて、種々の名称と機構に細分化されてきた¹²⁾。例えば、BWRとPWRでは、いずれもSCCが発生するが、主に水質の違いを理由にそれぞれIGSCCと1次冷却水SCC(PWSCC)の名称が付けられた。しかし、SCC発生過程が主に応力塑性ひずみの集中により、また進展過程が応力拡大係数により支配されるとの考え方に立てば、これまで細分化されてきたSCC機構は統一した考え方で理解できる。

第3表には、低炭素ステンレス鋼の水環境中におけるSCC機構を解明するための主な課題をまとめる。発生と進展の過程では支配要因が異なるため区別する必要がある。いずれの過程でも応力ひずみに重点を置いた研究が重要である。(恩地健雄)

第3表 低炭素ステンレス鋼のSCC機構の主な課題

過程	支配要因	課題
発生	応力と塑性ひずみの集中	1. 水環境中における鋼材表面層塑性変形機構 2. TGSCC発生原因と機構
進展	応力と応力拡大係数	3. 平面ひずみ状態における粒界き裂発生条件解明 4. IGSCCき裂進展速度に及ぼす材質と水質の諸因子 5. IGSCCき裂進展を記述するモデルとシミュレーション技術

Ⅲ. 中性子照射の影響についての研究現状

応力腐食割れと中性子照射の重畳した現象として照射誘起応力腐食割れ(IASCC)がよく知られている。これは、ステンレス鋼が中性子照射を受けると粒界型SCCが発生しやすくなる現象であり、軽水炉のステンレス鋼製炉内構造物を長期間使用した場合に起こりうる損傷原因と想定され、過去20年、多くの研究が進められてきた¹³⁾。

BWRにおいては、炉心シュラウドの溶接部は、燃料に近く、最も中性子照射量が高い部位であること、溶接に起因する引張りの残留応力が存在することからIASCCが発生・進展する潜在的な可能性が最も高い部位である。このため、ひび割れ発生・進展の原因解明、予測、対策においては将来、中性子照射量が增大することを念頭においてIASCCも含めた中性子照射の影響を把握しておくことが重要と考えられる。

1. 照射による材質変化

ステンレス鋼が中性子照射を受けると、格子原子のはじき出しで生じた点欠陥が拡散・集合・消滅する過程で様々な微細組織変化や組成の揺らぎが生ずる。その中でも、粒界型応力腐食割れと強い関連性をもつのは、点欠陥の集合体形成に伴う照射硬化(強度の増加、伸びの低下)と、結晶粒界での照射誘起偏析(結晶粒界での溶質元素の濃縮や欠乏)である。ステンレス鋼の粒界では、CrとMoの濃度減少、NiとSiの濃度増加が生ずる。

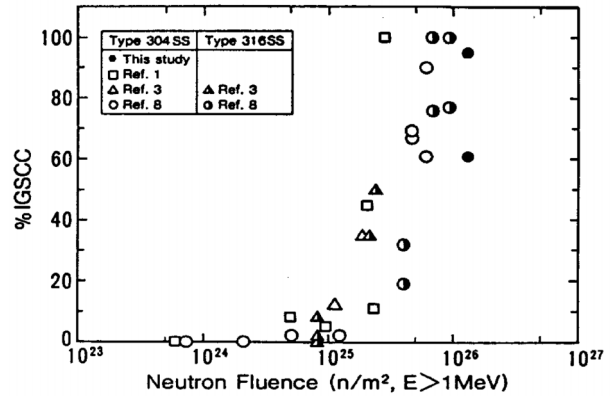
第1図は、各種ステンレス鋼について、(a)耐力(Yield strength)および(b)結晶粒界Cr濃度の中性子照射による変化を示したものである^{2,14)}。中性子照射量(dose)は、はじき出し損傷量dpa単位で表している。照射量の増加とともに、耐力は増加し、Cr濃度は減少している。図中の斜線部は、炉心シュラウドのひび割れが観測されたプラントの中で、中性子照射量が最も高いとされる東京電力福島第一発電所4号機のH4溶接部(SUS304L鋼の溶接部)の内面(高速中性子照射量 $1.3 \times 10^{25} \text{n/m}^2 (E > 1 \text{ MeV})$)のデータをプロットしたものである¹⁴⁾。福島第

一発電所4号機炉心シュラウドH4溶接部内面の耐力は、表面硬化層より深いところの母材の硬さを換算したものである。当該部は、照射により硬化し、結晶粒界ではCr濃度が減少している。SUS316L鋼では東京電力柏崎刈羽発電所1, 2号機などで中性子照射量が比較的高く $3 \sim 4 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$)とされているが、この場合の材質変化は、第1図から予想されるように、小さいものである。このように中性子照射量の高い炉心シュラウドのステンレス鋼母材は中性子照射により材質的な変化を受けており、その程度は既存の軽水炉照射材データの範囲にある。表面硬化層の中性子照射による硬さの増加は母材のようにはっきりとは増加していないが¹⁴⁾、加工を強く受けたステンレス鋼には転位と呼ばれる線状の欠陥が多量に含まれるので、中性子照射で生成した点欠陥が吸収され、材質変化が抑制される傾向にあることと整合していると考えられる。

2. ひび割れとIASCCの関係

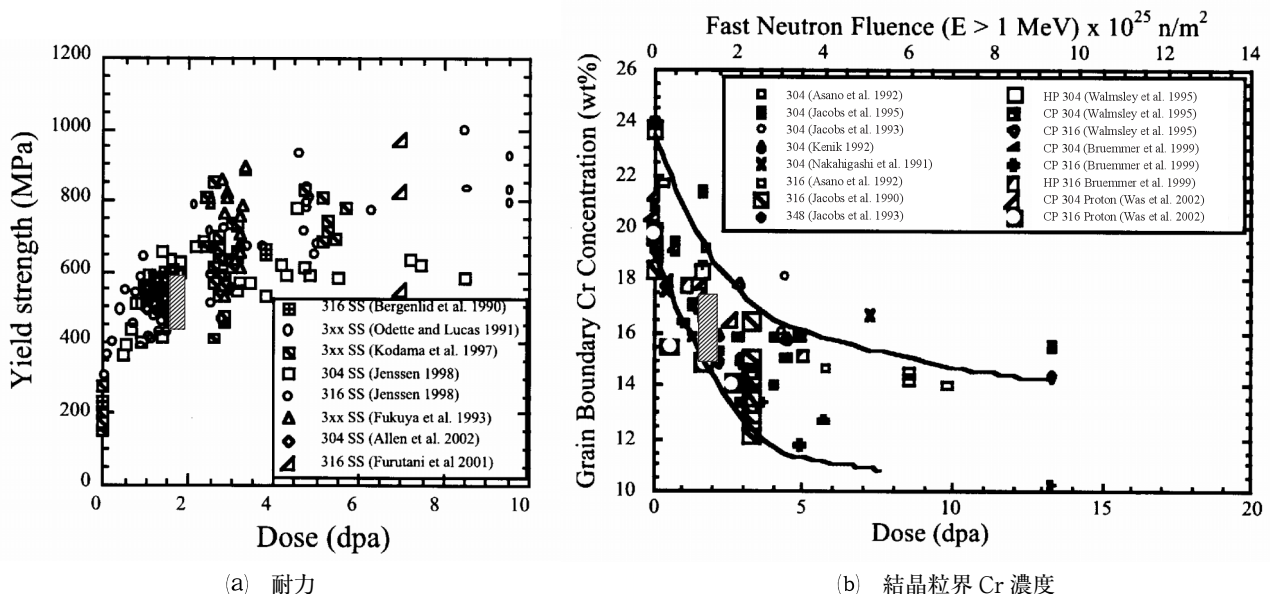
IASCCが発生する中性子照射量にはしきい値が存在することがわかっている。第2図に示すように、プラント部材の割れ事例や照射後試験により、高い溶存酸素を含むBWR水環境でのしきい値は約 $5 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$)であることが知られている¹⁵⁾。IASCC発生のはしきい値は、第1図に示したような粒界組成や機械的性質の変化がある程度進行することが必要であるために生ずる。ただし、IASCCもSCCの一種であり、実際の発生は応力や歪のレベル、水環境中の溶存酸素濃度にも強く依存する。応力や溶存酸素濃度が低いほど、IASCCの発生するしきい照射量は高くなることがわかっている。

福島第一発電所4号機のH4溶接部の中性子照射量



第2図 中性子照射されたステンレス鋼のIASCC感受性(粒界破面率)の照射量依存性¹⁵⁾

は、明らかにこのしきい照射量を超えており、中性子照射量からも材質変化の程度からもIASCCが発生する量となっている。しかし、中性子照射量が1桁以上低い炉心シュラウド下部や上部の溶接部近傍にひび割れが発生していること、さらには中性子照射のない再循環系配管で炉心シュラウドと同様なひび割れが発生していることから考えると、中性子照射が支配的な原因となっているとは考えられない。また、ひび割れの発生状況(数や長さ等)には、中性子照射量が高いことによると思われる他の部位と顕著な違いはみられないようである。中性子照射量の高い炉心シュラウドの中間胴では「ひび割れの発生を助長した可能性がある」とされているが、ひび割れが運転期間のどの時点で発生してきたかは不明であり、中性子照射量と直接対応づけることができない。炉心シュラウドのひび割れは、低炭素ステンレス鋼において、表面硬化層で粒内SCC(TGSCC)として発生し、内部の母材の粒界型SCC(IGSCC)として進展したもので



第1図 各種ステンレス鋼の耐力および結晶粒界Cr濃度の中性子照射量による変化

Wasらの図にシュラウドのデータをプロットして作成^{16,17)}

ある。実際の炉心シュラウド表面の応力・歪レベル、水環境、材質のもとでは、中性子照射による材質変化が原因で起こる IASCC よりも、加工層の TGSCC が発生しやすく、実際にそれが起こったものと考えられる。

3. 研究状況

現時点の炉心シュラウドのひび割れについては、ひび割れ部の除去や応力改善処理が採用されるとともに、ひび割れの進展予測に基づく維持基準により構造健全性が保たれる。中性子照射による材質変化は、先に述べたように、累積的であるので、今後の運転による中性子照射量の増加が SCC の発生・進展へ及ぼす影響を把握することが必要となる。

IASCC は、中性子照射量がしきい値を越えると、高炭素でも低炭素でもステンレス鋼の炭素量によらず、母材で発生する粒界型の SCC である。一方、炉心シュラウドの低炭素ステンレス鋼の SCC は、溶接・切削・表面仕上げなどにより、加工や熱影響を受けた部位で粒内型 SCC として発生したものである。照射影響を考える上では、そうした照射前にすでに変化を受けた材質がさらに照射により変化した場合の SCC を考える必要がある。強加工材が高い中性子照射量まで照射を受けたときの SCC 感受性、割れ形態についての研究が必要であろう。加工材については、20%冷間加工したステンレス鋼の照射後の IASCC 感受性は未加工の場合と同等程度以下であるとの報告があるが^{16,17)}、データは少ない。また、非照射材と照射材の両方の SCC 現象に共通した、材質と SCC の関係について広い目での研究が重要と思われる。すでにそのような共通性をもつ可能性のあるものとして、転位のすべり運動、変形の不均一性、積層欠陥エネルギーといった基礎的な物性が注目されている²⁾。中性子照射を受けた場合と強加工を受けた場合では、たとえマクロな強度や硬さが同じであっても、ミクロレベルの組織は異なる。中性子照射を受けると 10 nm 程度の転位ループと呼ばれる欠陥が緻密にできているのに対し、強加工を受けると線状の転位が高密度に絡み合った状態となる。このような違いと、変形組織との関係、さらには SCC との関係を解明することにより深い理解が進むと考えられる。

IASCC の進展に関しては、維持基準に適用できる精度よい進展速度予測法を確立する必要がある。この課題に対しては、原子力安全基盤機構により、広い範囲にわたる中性子照射量の照射ステンレス鋼の実験データに基づく SCC 進展データベース作りが進められ、それに基づく予測式の検討が行われている。予測の科学的合理性を高めるためには、SCC が進展する機構の理解とそれに基づく機構論的な予測式が望まれる。すでに、そのような予測式がいくつか提案されている¹³⁾。また、進展機構について基礎過程に立ち返った研究が進められてい

る。き裂の内部で水環境や応力との相互作用により起こっている酸化、溶解、変形といった基礎過程を理解することが重要であり、このような試みとして、き裂先端の酸化膜構造や拡散に伴う組成揺らぎ等を電子顕微鏡などで詳細に分析する技術が確立されている。このような分析により IASCC の理解の進歩が期待される。

(福谷耕司)

IV. 維持基準対応策の現状

1. 維持基準導入の経緯

わが国の原子力発電設備の技術基準は、設計建設時のみならず、供用開始後も維持すべき性能を規定したものである。しかしながら、構造健全性に関する規定は、設計建設規格に対応したものであり、経年変化に伴いひび割れが生じた場合の進展等を評価するための規定は含まれていなかった。したがって、ひび割れの評価を行うためには個別に手法の妥当性を示す必要があった。

通商産業省・資源エネルギー庁は1992年7月に総合予防保全顧問会を設置し、高経年化や定期安全レビューなど原子力発電設備の予防保全対策にかかわる技術上の諸問題の検討を開始した。この委員会の下で飯田東大教授を委員長とする高経年化検討会により、具体的な基準原案作成が開始されるとともに、高経年化に対応した安全確保のあり方として定期安全レビュー、検査の高度化、基準等の整備の方針などが検討され、1996年に「高経年化に関する基本的な考え方」にまとめられた。さらに、1999年に「電気事業者の原子力発電所高経年化対策の評価および今後の高経年化に関する具体的取組みについて」がとりまとめられ、経年変化を考慮した維持・管理の方法を具体化するものとして、ひび割れの存在を考慮した破壊力学に基づく維持基準を技術基準に導入し、ひび割れ(欠陥)の進展速度など詳細な仕様規定については民間規格として整備する方針が示された。

日本機械学会においては1997年に発電用設備規格委員会が発足し、米国機械学会による ASME 規格に相当する体系的な構造規格を策定する枠組みが整備された。1999年に維持規格分科会が設置され、2000年に欠陥評価についてまとめた維持規格が発刊された。この後、検査規定を追加した2002年版、補修規定を追加した2004年版が整備され、体系化が進められてきた。

こうした民間規格の活用の仕組みについては、原子力安全・保安院発足後も原子力安全・保安部会において検討が進められ、2002年7月に部会報告「原子力発電施設の技術基準の性能規定化と民間規格の活用に向けて」がまとめられ、早急に取り組むべき課題として、維持規格導入に向けた制度整備、民間規格の技術評価と規制基準としての活用方法が示された。

この直後、2002年8月末に、いわゆる東電問題として世の注目を浴びた BWR 炉心シュラウドのき裂問題に対

応するため、維持規格の導入に先立って、SCC の進展を含めた健全性評価手法が検討され、2003年3月に「原子力発電設備の健全性評価について—中間とりまとめ」において定められた。この結果、個別に妥当性を判断する形でき裂を有する機器の健全性の評価が開始されることになったが、こうした対応が可能であったのは、それまでに維持基準に関する十分な技術的検討がなされていたからといえる。

こうした事態に体系的に対応し、東電問題の要因の1つともいわれた規制基準の明確化などを図るため、2003年10月に電気事業法および技術基準の改正が行われ、機械学会の維持規格を詳細規定として規制基準として位置づけた健全性評価制度がスタートした。健全性評価制度では再循環配管などの原子炉冷却材バウンダリーおよび炉心シュラウドが対象とされたが、原子力用ステンレス鋼を用いた原子炉再循環配管については、横波を用いた従来型の超音波探傷検査(UT)においてひび割れ深さの測定誤差が大きい場合が見られたため、縦波を用いた改良 UT 手法により測定精度が確保されることが確認され、評価の方法が定められた2004年9月までの間、評価制度の適用対象から除外された¹⁸⁾。(第4表)

2. ステンレス鋼のき裂進展評価の現状と課題

健全性評価制度に用いられる維持規格2000年および2002年版では、標準的に行う検査とは別に特定の劣化現象に着目して特別に行う個別検査として、炉心シュラウドの SCC に着目した検査の頻度を定める規定がなされている。しかしながら、検出されたひび割れの進展を考慮した健全性評価の具体的な手法は規定されていない。このため、炉心シュラウドに対しては、オーステナイト鋼ステンレス鋼管の欠陥評価の規定を準用し、全周き裂(ひび割れ)モデルなどを付加した健全性評価手法が原子力安全・保安院により定められた。この健全性評価に用いる SCC 進展速度については、鋭敏化 SUS 304鋼および低炭素ステンレス鋼(SUS304L 鋼, SUS316L 鋼など)の実験結果¹⁹⁾などを基にした維持規格の進展速度式が用いられる。

ひび割れの評価を行って、運転を開始した浜岡4号機

第4表 維持基準導入の経緯

年代	1990	1995	2000	2005
国		総合予防保全顧問会 高経年化検討会		
			△「高経年化に関する基本的考え方」 △「高経年化対策の評価と今後の取組み」 △「技術基準の性能規定化と民間規格の活用に向けて」 健全性評価制度(シュラウド) (再循環配管の追加)	
民間			発電用設備規格委員会 / 維持規格分科 △維持規格2000年版 △2002年版 △2004年版	

第5表 実機炉心シュラウドの SCC き裂の進展状況

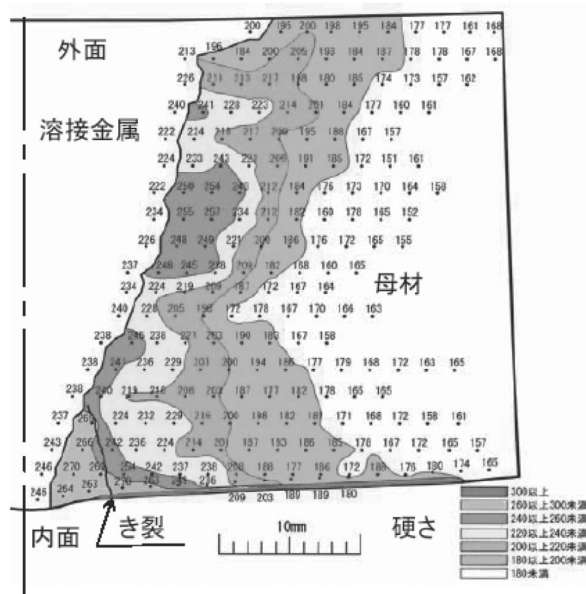
プラント	部 位	平均き裂深さ(mm)		
		前回		今回
		実測	実測	予測 ^{a)}
浜岡4号	下部リング	7.7	7.8	15.0
	サパートリング	8.0	8.0	15.0
	中間リング	7.8	8.0	11.3
女川1号	下部リング	14.1	14.7	16.2

^{a)}前回実測結果に基づく予測値

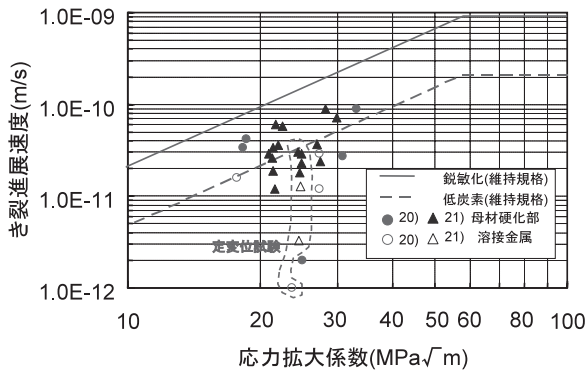
および女川1号機においては、約1年後に行われた定期事業者検査においてひび割れの状況が調べられ、実機条件における貴重な進展データが得られた(第5表)。ひび割れの進展は予測に比べてかなり小さく、現在の評価法が十分保守的であることが確認された。こうした SCC 進展機構を明らかにし、健全性評価の手法の信頼性を高めるため、実機条件に近い条件での低炭素ステンレス鋼のき裂(ひび割れ)進展試験や機構解明のための試験などが原子力安全基盤機構(JNES)、腐食防食協会などにより実施されつつある。

原子力用ステンレス鋼を用いた原子炉再循環配管では、熱影響部に発生した SCC が溶接金属に達する場合が見られた(第3図)。

この溶接部を模擬した試験では、溶接による塑性変形により硬化を生じた母材硬化部では、熱鋭敏化を起こさない低炭素ステンレス鋼に比べてき裂進展が速い場合が見られた(第4図中●)²⁰⁾。このため、健全性評価制度においては、暫定的な保守的措置として母材硬化部では鋭敏化したステンレス鋼の進展速度を使うものとされている。他方、溶接金属部での進展速度は低炭素ステンレス



第3図 原子力用ステンレス鋼の母材硬化部に発生した SCC(原子炉再循環配管)²⁾



第4図 ステンレス鋼のき裂進展速度^{16,17)}

鋼の結果を上回るものでなく(第4図中○)²⁰⁾、低炭素ステンレス鋼の進展速度を使うものとされている。

原子力用ステンレス鋼については、原子炉再循環系配管等に多数使用されていることから、健全性評価の信頼性を実証する観点から、JNESにおいて応力拡大係数の変化率がより実機条件に近い定変位条件などの試験が実施されつつあり、健全性評価制度に用いられている SCC 進展速度の妥当性を示すデータが得られ始めている(第4図中▲△)²¹⁾。この試験では、溶接に伴う塑性変形による硬化の程度や応力分布に依存する応力拡大係数(K 値)の変化率に対する進展速度の依存性などが調べられる予定であり、炉心シュラウドに見られた実機条件と炉外試験条件での進展挙動の違いの解明など、き裂進展機構の解明に踏み込んだ研究が行われる計画となっている。(中村武彦)

V. 水化学からの IGSCC 抑制策の研究現状

1. BWR 炉内腐食環境に対する現状認識

316L 鋼の耐 IGSCC 性評価は、本ステンレス鋼が本格的に採用されるようになった改良標準 BWR 初号機(福島第2原子力発電所2号機)の運転開始前にさかのぼる。当時の材料選定では、定歪速度試験(CERT)、クレビス付ビームベント試験(CBB)、単軸引張試験などの材料試験が主で、SCC 発生抑制についての評価が中心であった。実験における腐食環境指標としても、当時は、腐食電位(ECP: Electrochemical Corrosion Potential)での評価がまだ十分には普及しておらず、酸素濃度を指標とするものが主で、溶存酸素濃度200 ppb という測定値を基本として、大気飽和濃度8 ppm の条件で加速試験が行われることが多かった。

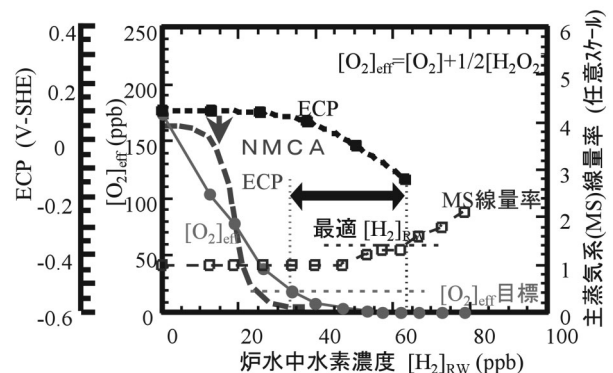
原子炉構造材の SCC 対策としての水素注入は、1979年スウェーデンのオスカーシャム1号炉で最初に採用された²²⁾。国内では BWR ではなく、新型転換炉「ふげん」での採用が先で、1984年の短期注入試験に引続き、連続注入が実施された²²⁾。BWR では、1992年に福島第一原子力発電所3号機で最初の短期注入試験が行われ、連続注入は少し間を置いて、1994年から開始している²²⁾。

実機 BWR での水素注入効果は主として短期注入試験として、注入する水素量をパラメータとして、酸素濃度の低減効果を見ることが多く、第5図に示すように、給水中での水素濃度0.5 ppm 付近(炉水中での濃度では40~50 ppb)で、測定された溶存酸素の SCC 発生抑制の目安濃度である20 ppb 以下になることが確認された²³⁾。水素注入量の増加に伴い、主蒸気を経て、タービンに移行する¹⁶N の放射能が増大するため、タービン線量率の上昇を避け、同時に酸素濃度を低下可能な、最適水素注入量がプラントごとに決められている。

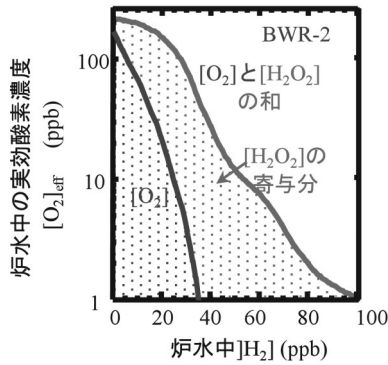
同時に、腐食電位の測定も盛んになり、炉水中の溶存酸素濃度、腐食電位、IGSCC 発生の相関が求められ、溶存酸素濃度と腐食電位との間には明確な相関は得られないが、腐食電位と低歪速度試験(SSRT)のデータとの間には、優位な相関が認められ、腐食電位を-230 mV-SHE 以下に保つことによって、IGSCC の発生が抑制できることが示された²⁴⁾。

腐食電位の測定は、わが国の BWR でも測定されるようになり、第5図に示すように、酸素濃度と同時に腐食電位が示されると、先の記載した最適水素注入量においても、-230 mV-SHE 以下に腐食電位を低減させることが難しいことが明らかになった。腐食電位を-230 mV-SHE 以下に低減させるためには、貴金属の触媒効果を用いることが必要で、貴金属注入(NMCA: Noble Metal Chemical Addition)が国内外30数プラントで採用され、第5図に示すように、わずかな水素量で大幅な腐食電位低減に成功している²⁵⁾。

ラジオリシス(水の放射線分解)モデルによる原子炉内の水化学評価は、水素注入時期から活発化し、1次冷却系各部位の酸素、水素、過酸化水素の濃度が、理論的に求められるようになった。直接測定の難しい炉内各部位の酸化種濃度を定量化し、第5図に示された酸化種濃度と腐食電位のギャップを埋めた。第6図に示すように、水素注入量の増加に伴い、酸化種濃度は低下するが、詳細を見ると、酸素濃度の低下が急速であるが、過酸化水素の濃度低下は比較的緩やかで、最適水素注入量においても、10 ppb 程度の過酸化水素が残存することが示さ



第5図 実機 BWR での水素注入効果の測定



第 6 図 ラジオリシス計算による水素注入効果

れた²²⁾。

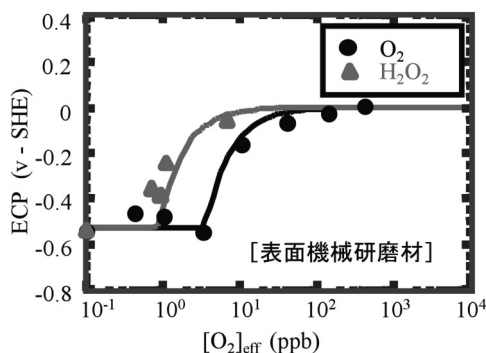
残存する 10 ppb 程度の過酸化水素が腐食電位に及ぼす影響は、高温水中で不安定な過酸化水素を的確に制御する技術の確立によって、実測されるようになった。第 7 図に示すように、酸素雰囲気と比べ、過酸化水素雰囲気では、腐食電位は低濃度側でも高い値を示すことが明らかになった²⁶⁾。

このような経緯を踏まえ、現状では原子炉の腐食雰囲気は過酸化水素で支配され、応力腐食割れの評価においても、酸素と過酸化水素の影響の差異を的確に評価することが重要と認識されている。

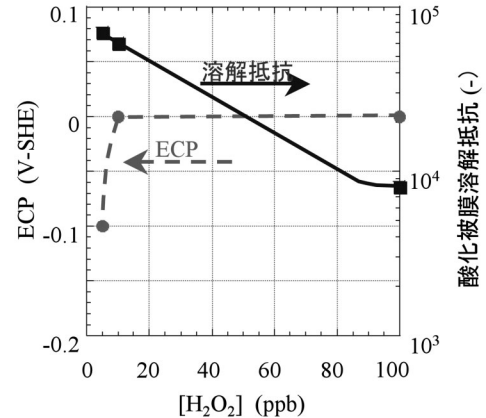
IGSCC の評価において、き裂の発生のみではなく、進展速度の評価が重要であり、CT 試験による定量評価が進んでいるが、この際の環境因子には、従来の酸素のみでなく、過酸化水素の評価を加味することが必要である。

2. 酸素と過酸化水素雰囲気での実験の対比

高温高圧過酸化水素水ループを用いた過酸化水素雰囲気での腐食電位、複素インピーダンスなど *in-situ* 測定 (高温水中での直接測定) のほか、き裂進展速度あるいはステンレス鋼表面の酸化被膜評価が進められている²⁷⁾。ラジオリシスモデルによる計算の結果、BWR の通常運転時の腐食環境は、過酸化水素 100 ppb と酸素 200 ppb の混合であるが、腐食電位ほかへのレスポンスでは、共



第 7 図 酸化種濃度と腐食電位の相関



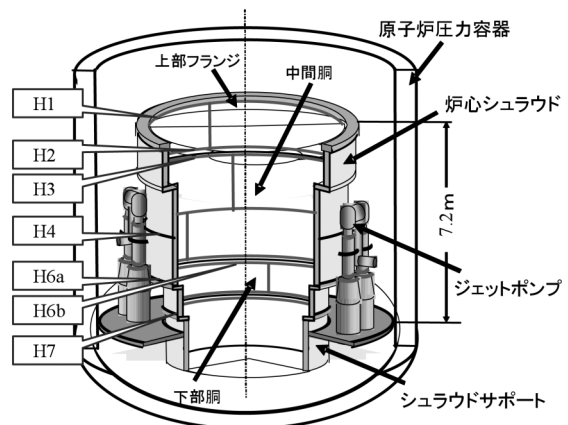
第 8 図 過酸化水素濃度と腐食電位および酸化被膜抵抗の相関

存酸素の影響は見られず、過酸化水素単独で決まる²⁷⁾。一方、水素注入時の腐食環境は、過酸化水素 10 ppb 単独で決まることが示されている。特に、過酸化水素では 10 ppb 以上の濃度領域では、第 8 図に示すように、腐食電位はほぼ一定であるが、インピーダンス測定では、酸化被膜の溶解抵抗に起因する明らかな濃度依存性が見られる²⁷⁾とともに、き裂進展速度についても、過酸化水素濃度依存性が示されており²⁸⁾、腐食電位単独で腐食環境指標とすることには限界があるものと考えられており、酸化種濃度などきめ細かな水化学制御が必要と考えられる。(内田俊介)

VI. 非破壊検査の現状

1. BWR 炉心シュラウドへのアクセス (遠隔操作)

BWR 炉内は、第 9 図に示すように、炉心を取り巻くステンレス鋼 (SUS 304 鋼, SUS 304 L 鋼, もしくは SUS 316 L 鋼) 製のシュラウド、その外周にジェットポンプ、が配置されている。シュラウドは厚さ約 40~50 mm で、縦方向の溶接線を有する円筒を 4 ないし 5 段、円周方向に溶接した構造である。炉心シュラウド構造は、上部胴 (周方向溶接線: H1, H2), 中間胴 (H3, H4, H6 a), 下部胴 (H6 b, H7) が周方向に溶接されている。炉心



第 9 図 炉心シュラウドの概略構造と主要溶接線

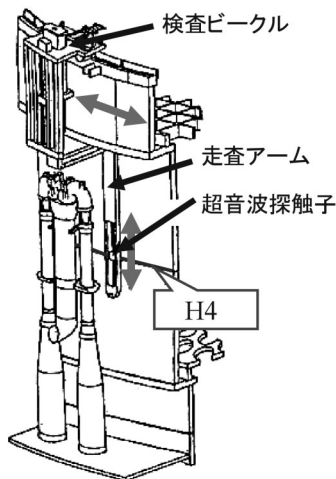
シュラウドの周方向溶接線をすべて検査するには、炉心シュラウド内部から溶接線にアクセスする場合は上部の燃料格子板(1辺290 mmの角型)を通過し、炉心シュラウド外壁にアクセスする場合はジェットポンプとの間隙(約30 mm)を通過できることが条件である。

炉心シュラウド検査では、まずロープで吊り下げた水中カメラによる目視検査が実施され、ひび割れが確認された場合、その深さを測定するため、超音波検査が実施される。第10図に示す装置は、上部フランジを走行する検査ビークル²⁹⁾を用い、炉心シュラウド外周面から周方向溶接線(H1~H4)を検査する。これ以外に、燃料格子板を通過可能な水中泳動型ビークル^{30,31)}で炉心シュラウド内面から、目視検査する装置も開発されている。

最近では、炉心シュラウド外周面にアクセスし、より下部の溶接部を検査する手段として、数個のスラストを有し、水圧で壁面に吸着し、溶接線を超音波検査する平板型検査装置³²⁾が開発されている。

2. 溶接部の非破壊検査

炉心シュラウドの周方向溶接部の検査は、第6表に示すように、カメラを用いた目視検査(VT: Visual Testing)、ひび割れ深さを測定する超音波検査(UT: Ultrasonic Testing)、表層部のき裂を検出する渦電流検査(ECT: Eddy Current Testing)が採用される。国内



第10図 炉心シュラウド用自動検査ビークル

第6表 炉心シュラウド検査の非破壊検査法

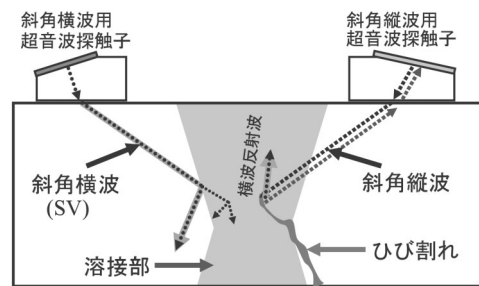
検査法	検査の目的	主な課題
目視検査 (VT)	・ 満面に開口したひび割れ ・ ひび割れ開口の長さ	・ クラッドの影響の低減
超音波検査 (UT)	・ 内部・表層部ひび割れ ・ ひび割れの長さ と 深さ	・ 溶接金属内部のひび割れの検出
渦電流検査 (ECT)	・ 表面表層部ひび割れ ・ ひび割れの長さ	・ センサのリフトオフ変動の低減

BWRでは、VTおよびUT、場合によってはECTも炉心シュラウド検査が実施された。UTは、ひび割れの深さを評価できる点で、炉心シュラウド検査ではもっとも重要な非破壊検査法になっている。

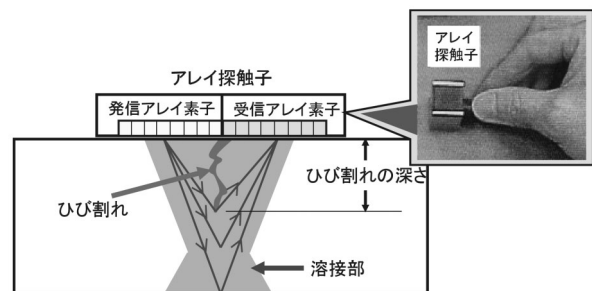
3. 超音波による溶接金属内ひび割れの測定

超音波検査(UT)の問題点のひとつに、斜角横波(SV波)超音波が、ステンレス鋼の溶接金属内を通過しにくいことが挙げられる。ひび割れがステンレス鋼母材の熱影響部に存在するならば、一般的な斜角横波(SV波)を使った超音波検査で検出、サイジングが可能である。ひび割れが溶接金属内に進展した場合は、SV波の使用は適切ではない。これは、SV超音波が、ステンレス鋼母材と溶接金属の境界面および溶接金属内で反射されてしまうからである。したがって、ひび割れが溶接金属内部に進展していると、ひび割れの深さを過小評価する結果³³⁾になる。そこで、境界面で反射されにくい斜角縦波超音波を入射させ、溶接金属内部に存在するひび割れ面からの反射波を受信する手段が採用される。しかし、この方法でも、第11図に示すように、斜角縦波で入射した超音波が、き裂面で縦波から横波に変換(モード変換)されて反射する場合がありますので、超音波の発信位置と受信位置の配置には充分注意する必要がある。

このような課題を解決するため、第12図に示すように、アレイ型超音波探触子を用いて縦波超音波集束ビームを溶接金属内で走査し、その内部に存在するひび割れ先端からの反射波を検出、映像化する方法³³⁾が開発されている。



第11図 溶接金属内のひび割れの検出



第12図 超音波集束ビームのアクティブ走査法を用いたひび割れ深さの測定法

再循環配管の溶接金属内ひび割れ(実欠陥)を対象とした確証試験³⁴⁾において、この方法によるひび割れ深さの測定では4.4 mm(2 σ)以上過少評価することはないことが結果づけられている。このような新しい超音波検査技術を取り込んで、超音波探傷指針も改訂³⁴⁾されつつあり、溶接金属内のひび割れ深さの測定精度をさらに向上できれば、ステンレス鋼配管や炉心シュラウドの溶接金属内部の検査でも、より信頼性の高い非破壊検査法が確立できるであろう。(高橋文信)

Ⅶ. おわりに

日本原子力学会材料部会は、2002年8月に露呈した東電BWR炉心シュラウドおよび再循環系配管のひび割れ問題を深刻に受け止め、「炉心シュラウド等材料問題検討会」を設立して、広く分野を越えた検討を進めた。2003年3月に第1回会合を開いてから、2004年2月の第4回まで、合計4回の会合を開催して、多くの専門家の講演やパネル討論を重ね、広い層からの参加者による活発な議論を展開した。目指すところは、炉心シュラウド等の応力腐食割れ(SCC)の原因と対策に関する最新の知見の共有と、研究開発の方向性の探索であり、そのためSCC調査の情報およびSCCメカニズムに関する知見の現状を整理するとともに、シュラウドの製作工法、検査診断や保全等の関連技術の現状を調査した。本特集は、その果実として、主要な課題について、技術の現状と研究開発の方向性についてまとめたものである。この検討会で検討の対象とした課題は今後、原子力発電所の経年化の進行とともに、ますます顕在化する可能性のあるものである。炉心シュラウド等のSCCは、維持基準を適用して適切な検査、進展評価、補修・交換を行うことにより、原子力発電所の安全性に直接大きな障害をもたらすことはないものと考えられるが、原子力発電に対する国民の信頼感と安心感を大きく阻害したことは事実である。また、現在の維持基準は現状の知見に基づいて限られた範囲に対して保守的に定められたものであるが、この問題に科学的・合理的に対応するためには、SCCの発生と成長について現象論的な理解を進め、実態に即した維持基準を整備することはもとより、その基礎となる機構論的な理解の増進を図ることがきわめて重要である。そのため、狭い範囲の研究者による限定的な研究だけでなく、広い分野の研究者を糾合して産官学の協力で進められる、開かれた研究の推進が何よりも強く望まれる。

(山脇道夫)

〔記号、略号〕

ASME：米国機械学会(American Society of Mechanical Engineering)

CBB：クレビス付ビームベント試験(crevice beam bent testing)

CERT：定歪速度試験(Constant Extension Rate Testing)

CT：コンパクトテンション試験(Compact Tension Test)

dpa：はじき出し損傷量(displacement per atom)

ECP：腐食電位(Electrochemical Corrosion Potential)

ECT：渦電流検査(Eddy Current Testing)

HAZ：溶接熱影響部(heat affected zone)

IASCC：照射誘起応力腐食割れ(Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking)

IGSCC：粒界型応力腐食割れ(Intergranular Stress Corrosion Cracking)

NMCA：貴金属注入(Noble Metal Chemical Addition)

PWSCC：1次冷却水応力腐食割れ(Primary Water Stress Corrosion Cracking)

SSRT：低歪速度試験(Slow Strain Rate Testing)

SV波：斜角横波超音波(shear wave vertical)

TGSCC：粒内型応力腐食割れ(Transgranular Stress Corrosion Cracking)

UT：超音波探傷検査(Ultrasonic Testing)

VT：目視検査(Visual Testing)

—参考文献—

- 1) 原子力安全・保安院、炉心シュラウドおよび原子炉再循環系配管の健全性評価について—検討結果の整理、平成16年10月。
- 2) 総合エネルギー調査会原子力安全・保安部会原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会(第7回)資料、原子力発電設備の健全性評価について—中間とりまとめ、平成15年3月10日。
- 3) J. N. Kass, *et al.*, *Corrosion*, **36**, 299(1980); **36**, 686(1980).
- 4) T. M. Angeliu, *et al.*, "The IGSCC behavior of L-grade stainless steel in 288°C water", *Proc. 8th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, Am. Nucl. Soc., America Island, Florida, Aug. 10-14, 1997, Vol.2, 649(1997).
- 5) P. L. Andresen, *et al.*, "Effects of yield strength, corrosion potential, stress intensity factor, silicon and grain boundary characters on the SCC of stainless steel", *Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, Am. Nucl. Soc., Stevenson, Washington, Aug. 10-14, 2003, (2003), (in CD-ROM).
- 6) T. M. Angeliu, "Microstructural characterization of L-grade stainless steels relative to the IGSCC behavior in BWR environments", *Proc. 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, National Association of Corrosion Engineers, Lake Tahoe, Nevada, Aug. 5-9, 2001,

- (2001), (in CD-ROM).
- 7) U. Ehrnsten, *et al.*, "Intergranular cracking of AISI 316 NG stainless steel in BWR environment", *Proc. 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, National Association of Corrosion Engineers, Lake Tahoe, Nevada, Aug. 5-9, 2001, (2001), (in CD-ROM).
 - 8) E. N. Pugh, *Corrosion*, **41**, 517(1985).
 - 9) P. L. Andresen, *Corrosion*, **44**, 450(1988).
 - 10) 須藤 亮, 他, 防食技術, **39**, 669(1990).
 - 11) 庄子哲雄, "応力腐食割れ", 金属, **73**, 724(2003).
 - 12) P. L. Andresen, *et al.*, "Mechanisms and kinetics of SCC in stainless steels", *Proc. 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, National Association of Corrosion Engineers, Lake Tahoe, Nevada, Aug. 5-9, 2001, (2001), (in CD-ROM).
 - 13) わかりやすい解説として, 金属, 特集「より高い信頼性を求めた原子炉材料の最新の研究動向」, 2003年8月号, アグネ技術センター.
 - 14) G. S. Was, "Recent developments in understanding irradiation assisted stress corrosion cracking", *Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, Am. Nucl. Soc., Stevenson, Washington, Aug. 10-14, 2003, (2003), (in CD-ROM).
 - 15) M. Kodama, *et al.*, "IASCC susceptibility of austenitic stainless steel irradiated to high neutron fluence", *Proc. 6th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, TMS, San Diego, California, Aug. 1-5, 1993, p. 583(1993).
 - 16) 仲田清智, 他, 金属誌, **52**, 1167(1988).
 - 17) M. Kodama, *et al.*, *J. Nucl. Mater.*, **212-215**, 1509 (1994).
 - 18) T. Nakamura, *et al.*, "Implementation of regulatory rules on fitness-for-service for nuclear power plants in Japan", *Proc. PVP 2004-2694*, American Society of Mechanical Engineers, San Diego, July 25-29, 2004, (2004).
 - 19) M. Itow, *et al.*, "SCC crack growth rates of Type 304 stainless steel at high K region in simulated BWR environment", CORROSION 2000, Paper 00221. など.
 - 20) K. Kumagai, *et al.*, "Evaluation of IGSCC growth behavior of 316 NG PLR piping in BWR", *Proc. PVP 2004-2666*, American Society of Mechanical Engineers, San Diego, July 25-29, 2004, (2004).
 - 21) 原子力安全基盤機構, 平成16年度 IGSCC 事業報告書, (2004).
 - 22) 日本原子力学会編, 原子炉水化学ハンドブック, コロナ社, (2000).
 - 23) H. Takiguchi, *et al.*, *J. Nucl. Sci. Technol.*, **36**, 179 (1999).
 - 24) R.L. Cowan, "The mitigation of IGSCC of BWR internals with hydrogen water chemistry", *Proc. 7th Int. Conf. on Water Chemistry of Nuclear Systems*, Bournemouth, England, Oct. 13-17, 1996, (1996)
 - 25) S. Hettiarachchi, "Noble Metal Chemical Addition from concept to operating commercial power plant application", *Proc. 10th Int. Symp. on Env. Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, NACE International, Lake Tahoe, Nevada, Aug. 5-9, 2001, (2001)
 - 26) S. Uchida, *et al.*, *J. Nucl. Sci. Technol.*, **35**, 301(1998).
 - 27) S. Uchida, *et al.*, *J. Nucl. Sci. Technol.*, **42**, 66(2005).
 - 28) Y. Wada, *et al.*, *J. Nucl. Sci. Technol.*, **37**, 901(2000).
 - 29) F. Takahashi, *et al.*, *Development of an Ultrasonic Inspection Vehicle for BWR Core Shrouds*, NDE in the Nuclear & Pressure Vessel Industries, p.379(1996).
 - 30) 湯口康弘, 他, "炉内水中遠隔操作ビークル", 東芝レビュー, **57**[8], 60(2002).
 - 31) 鈴木正憲, "原子力発電プラント水中検査用 ROV の開発", ロボット誌, **22**[6], 697(2004).
 - 32) 前川 治, 他, "先端技術による原子炉保全の展開", 東芝レビュー, **57**[8], 15(2002).
 - 33) M. Tooma, *et al.*, "A new ultrasonic inspection method using cross active focus scanning for crack sizing", *3rd Int. Conf. on NDT*, p.140(2003).
 - 34) 牧原善次, "最新の超音波探傷試験技術と供用期間中検査 (ISI) 基準の動向", 非破壊検査, **54**[4], 182(2005).

著 者 紹 介

山脇道夫(やまわき・みちお)



1969年東大原子力博士課程修了, 工学博士。03年東大システム量子工学専攻教授定年退官後, 原研特別研究員, 原子力安全基盤機構技術顧問, 東海大講師など。専門は, 核燃料工学, 原子力材料学, 核融合工学など。

恩地健雄(おんち・たけお)



電力中央研究所・研究顧問。ステンレス鋼 IASCC 機構とジルカロイ燃料被覆管 (PCI/SCC) 損傷機構の類似性に関心がある。

福谷耕司(ふくや・こうじ)



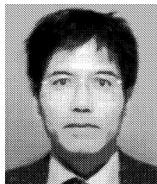
1983年東大原子力博士課程修了。工学博士。東芝を経て、99年から原子力安全システム研究所。原子炉材料、特に放射線損傷の研究に従事。

塚田 隆(つかだ・たかし)



1979年東北大金属材料工学修士終了，工学博士。日本原子力研究所，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。照射誘起応力腐食割れ(IASCC)等の原子炉材料の環境助長割れ研究に従事。

中村武彦(なかむら・たけひこ)



1984年九大エネルギー変換工学修士終了，工学博士。原研を経て現在，原子力安全・保安院原子力安全技術基盤課。原子力発電所の健全性評価制度の整備，技術基準(省令)の性能規定化と民間規格の活用等を担当。

内田俊介(うちだ・しゅんすけ)



1964年阪大物理卒。工学博士。日立製作所，東北大学を経て，現在原研。原子炉水化学の研究に従事。

高橋文信(たかはし・ふみのぶ)



1971年東北大原子核修士修了後，日立製作所入社。原子力用自動検査システム・ロボット等の研究開発に従事。現在は製品信頼性向上のためのナレッジ支援システムの開発・運用を担当。工学博士。