

RREP-2020-1002

# 安全研究成果報告

S/NRA/R Research Report

## 軽水炉照射材料健全性評価研究

Study on integrity of irradiated materials for light water reactors

北條 智博 船田 立夫 高倉 賢一 小澤 正義

HOJO Tomohiro, FUNADA Tatsuo, TAKAKURA Kenichi, and OZAWA Masayoshi

システム安全研究部門

Division of Research for Reactor System Safety

原子力規制庁

長官官房技術基盤グループ

Regulatory Standard and Research Department,

Secretariat of Nuclear Regulation Authority (S/NRA/R)

令和2年6月

June 2020

本報告は、原子力規制庁長官官房技術基盤グループが行った安全研究プロジェクトの活動内容・成果をとりまとめたものです。

なお、本報告の内容を規制基準、評価ガイド等として審査や検査に活用する場合には、別途原子力規制委員会の判断が行われることとなります。

本報告の内容に関するご質問は、下記にお問い合わせください。

原子力規制庁 長官官房 技術基盤グループ システム安全研究部門  
〒106-8450 東京都港区六本木 1-9-9 六本木ファーストビル  
電 話：03-5114-2223  
ファックス：03-5114-2233

## 軽水炉照射材料健全性評価研究

原子力規制庁 長官官房技術基盤グループ  
システム安全研究部門

北條 智博 船田 立夫 高倉 賢一 小澤 正義

### 要 旨

原子力発電所の中で最も重要な機器の一つである原子炉圧力容器においては、プラントの高経年化に伴い炉心領域部で中性子照射脆化が進行することから、「実用発電用原子炉及びその附属施設の技術基準に関する規則」（以下「技術基準規則」という。）に基づき運転期間において健全性が維持されることを示すことが事業者に求められている。原子力規制委員会が原子炉圧力容器の健全性に関する適切な判断を行うためには、現在整備されている技術基準規則の解釈を最新の知見で継続的に見直し、改善を図っていくことが重要である。

また、炉内構造物においては中性子照射の影響により照射誘起型応力腐食割れが発生する可能性があることから、技術基準規則に基づき使用中の亀裂等による破壊の防止が事業者に求められている。しかし、条件によっては亀裂進展速度が技術基準規則の解釈で引用されている「実用発電用原子炉及びその附属施設における破壊を引き起こす亀裂その他の欠陥の解釈」の値より大きくなることが報告されており、適切に健全性評価の確認を行うために、亀裂進展速度やメカニズムに関する知見を拡充する必要がある。

原子力規制庁長官官房技術基盤グループでは、原子炉圧力容器及び炉内構造物の健全性評価の妥当性確認のための知見を得るため、国立研究開発法人日本原子力研究開発機構への委託研究事業を行った。

原子炉圧力容器の健全性評価については、実機規模の板厚を有する十字型試験体を用いて、ステンレスクラッド溶接下の半楕円亀裂の位置する2軸荷重負荷領域に熱衝撃を与える試験の成立性を確認した。また、中性子照射による関連温度移行量の統計解析及び試験済みの監視試験片の微細組織分析を実施し、中性子照射条件や材料の化学成分など脆化に寄与する因子を抽出した。これらの結果は、原子炉圧力容器の破壊力学的評価手法及び中性子照射脆化予測手法の妥当性確認に活用できる。

炉内構造物の照射誘起型応力腐食割れについては、照射材等を用いた亀裂進展試験及び亀裂先端のマイクロ組織観察を行い、照射誘起型応力腐食割れの亀裂進展挙動等に関する知見を得た。

## Study on integrity of irradiated materials for light water reactors

HOJO Tomohiro, FUNADA Tatsuo, TAKAKURA Kenichi, and OZAWA Masayoshi  
Division of Research for Reactor System Safety,  
Regulatory Standard and Research Department,  
Secretariat of Nuclear Regulation Authority (S/NRA/R)

## Abstract

Neutron irradiation embrittlement progresses at the core beltline region of the reactor pressure vessel (RPV), which is one of the most important components of nuclear power plants. Therefore, utilities are required to evaluate and maintain the integrity of RPV during the operating period according to the "NRA ordinance on technical standards for commercial power reactors". In order for the NRA to make appropriate decisions regarding the soundness of RPVs, it is important to continually review and improve the currently established interpretation of technical standards with the latest knowledge.

The core internals fabricated of stainless steel have potential of irradiation-assisted stress-corrosion cracking (IASCC). Therefore, utilities are required to prevent fracture of core internals due to IASCC. However, it has been reported that crack growth rate may increase depending on conditions. The knowledge of CGR needs to be increased in order for the NRA to better confirm the results of utility evaluations.

With due consideration of the above viewpoint, the Regulatory Standard and Research Department, Secretariat of NRA conducted a research to confirm the evaluation method of the soundness of RPVs and core internals, as the entrusted research program to the Japan Atomic Energy Agency.

In the study on the integrity assessment of RPVs, bi-axial loaded tests were conducted with cruciform specimens with a thickness of the actual size. Feasibility of the test method of thermal shock to the biaxial load area where a semi-elliptical crack under the clad is located was confirmed. In addition, the factors contributing to embrittlement, such as neutron irradiation conditions and chemical composition, were evaluated based on the statistical analysis of reference temperature shifts and the results of microstructure analysis of neutron-irradiated samples. These results are useful for confirming validity of the methods for evaluation of fracture mechanics and prediction of irradiation embrittlement in the assessment of RPV integrity.

In the study on IASCC, crack growth tests were performed on the irradiated stainless steel, and the microstructure of the crack tips after the test were observed. As the results, knowledge on the propagation behavior of IASCC has increased.

## 目次

1. 序論 .....	1
1.1 背景 .....	1
1.2 目的 .....	2
1.3 全体行程 .....	2
2. 本論 .....	3
2.1 原子炉圧力容器の健全性評価に係る研究 .....	3
2.1.1 破壊力学評価に係る試験 .....	3
2.1.2 脆化予測法に係る研究 .....	15
2.2 低合金鋼の材料試験 .....	20
2.2.1 基礎物性試験 .....	21
2.2.2 照射材料試験 .....	25
2.3 ステンレス鋼の材料試験 .....	26
2.3.1 基礎物性試験 .....	27
2.3.2 照射材の材料試験 .....	28
2.3.3 照射材における諸特性の分析 .....	30
2.3.4 ステンレス鋼材料研究の今後の課題 .....	31
3. 結論 .....	33
3.1 成果の要点 .....	33
3.2 目的の達成状況 .....	33
3.3 成果の公表等 .....	33
3.3.1 原子力規制庁の職員が著者に含まれる公表 .....	33
3.3.2 委託先等による公表 .....	34
3.4 成果の活用等 .....	34
3.5 今後の課題等 .....	34
参考文献一覧 .....	36
執筆者一覧 .....	39

## 表 目 次

表 1	低靱性鋼の化学成分 (wt%).....	3
表 2	十字型試験体製作手順.....	10
表 3	解析に用いたデータ範囲.....	16
表 4	微細組織分析サンプル.....	18
表 5	初期プラント模擬材の化学成分と代表的な機械的特性.....	20
表 6	供試材の化学成分 (wt%) .....	21
表 7	高温予荷重効果試験条件.....	25
表 8	本事業で得られた成果と今後の研究課題 .....	32

## 目 次

図 1	本研究の全体行程.....	3
図 2	残留応力計測概略図.....	6
図 3	試験体の寸法形状 (mm) .....	7
図 4	加圧熱衝撃模擬試験のイメージ.....	8
図 5	十字型試験体の寸法形状 (mm) .....	9
図 6	試験設備全体構成.....	11
図 7	試験ピット内の構成.....	11
図 8	試験後の試験体外観状況.....	13
図 9	CT 試験片、平板試験体及び十字型試験体を用いた破壊靱性試験における破壊靱性値 $K_{Ic}$ の温度依存性.....	14
図 10	アトムプローブ分析結果 (母材低 Cu 材三次元アトムマップ (20×20×50nm <sup>3</sup> )) ....	18
図 11	参照温度 $T_0$ に及ぼす鋼材種類と試験片種類の影響 .....	22
図 12	参照温度 $T_0$ と延性脆性遷移温度 $T_{41J}$ との相関.....	23
図 13	JRM 材及び JRH 材と国内原子炉圧力容器材の平面ひずみ亀裂伝播停止破壊靱性 ( $K_{Ia}$ ) の比較.....	24
図 14	参照温度 $T_0$ の試験片サイズの影響.....	26
図 15	亀裂先端近傍の断面 TEM 明視野像 (荷重 7kN, 224 時間浸漬, 290°C, 2ppm DO) .	28
図 16	照射後亀裂進展試験における亀裂長さの時間変化及び亀裂進展速度 (破面補正後、SUS316L、AR 材、 $1.73 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ ( $E > 1 \text{ MeV}$ )) .....	29
図 17	中性子照射量 ( $1.73 \times 10^{17} \text{ n/m}^2$ ( $E > 1 \text{ MeV}$ )) の亀裂進展速度と文献値との比較.....	30
図 18	SUS304,304L,316 及び 316L の亀裂進展速度と中性子照射量及び応力拡大係数との関係 (BWR, 288°C) .....	31



## 略 語 表

AE	Acoustic emission	アコースティックエミッション
BWR	Boiling water reactor	沸騰水型原子炉
CGR	Crack growth rate	亀裂進展速度
ENI 事業	Evaluation of neutron irradiation effects on SCC crack growth of L-grade stainless steel	低炭素ステンレス鋼 SCC 進展への中性子照射影響実証事業
HAZ	Heat affected zone	溶接熱影響部
IASCC	Irradiation assisted stress corrosion cracking	照射誘起型応力腐食割れ
IASCC 事業	Evaluation of irradiation assisted stress corrosion cracking	照射誘起型応力腐食割れ評価技術事業
JMTR	Japan materials testing reactor	材料試験炉
PDM	Potential drop method	電位差法
PIE	Post irradiation examination	照射後試験
PWR	Pressurized water reactor	加圧水型原子炉
SAW	Submerged arc welding	サブマージアーク溶接
SCC	Stress corrosion cracking	応力腐食割れ
SMAW	Shielded metal arc welding	被覆アーク溶接

## 1. 序論

### 1.1 背景

原子力発電所の中で最も重要な機器の一つである原子炉压力容器は交換が困難な機器であり、プラントの高経年化に伴い中性子照射脆化が進行する<sup>1)</sup>。

電力事業者は実用発電用原子炉及びその附属施設の技術基準に関する規則（以下「技術基準規則」という。）に基づき、原子炉压力容器の健全性評価を行っている。健全性評価は、原子炉压力容器の照射脆化の程度を運転期間中原子炉压力容器内に設置された監視試験片による破壊靱性試験結果に基づいて評価し、運転期間終期における照射脆化を予測することにより行われている。原子力規制委員会が原子炉压力容器の健全性評価が適切に行われていることを判断するためには、現在整備されている技術基準規則の解釈を最新の知見で継続的に見直し、改善を図っていくことが重要である。

原子炉压力容器の健全性評価では、原子炉压力容器にとって最も厳しいと考えられる事故時の炉心注水に伴い容器内壁が急冷される事象（以下「加圧熱衝撃事象」という。）を想定した条件において、半楕円亀裂の欠陥があることを想定しても、その亀裂を起点として原子炉压力容器の破壊が生じないことを確認している。

加圧熱衝撃事象によって原子炉压力容器が破壊しないことは監視試験片による1軸方向に力が加わる破壊靱性試験結果に基づき評価されているが、健全性評価における仮想欠陥は半楕円亀裂の欠陥である。この欠陥には軸方向と周方向の2軸方向の力が加わることから、前者と後者では亀裂先端に掛かる力の状態が異なる。しかしながら、1軸の試験結果の2軸の健全性評価への適用性に関する知見が少なく、現状の評価方法の保守性を検証する必要があるが、試験方法は確立されていない。

また、原子炉压力容器の健全性評価で活用が予定されている「一般社団法人日本電気協会 原子炉压力容器に対する供用期間中の破壊靱性の確認方法 JEAC4206-2016」（以下「JEAC4206-2016」という。）<sup>2)</sup>では高温予荷重効果<sup>(注1)</sup>及び参照温度  $T_0$ （以下「 $T_0$ 」という。）<sup>(注2)</sup>が適用されたが、高温予荷重効果及び  $T_0$ に関する知見が少ない。そのため、技術評価のために知見を拡充する必要がある。

照射脆化予測法について、一般社団法人日本電気協会は「日本電気協会「原子炉構造材の監視試験方法（JEAC4201-2007）〔2013年追補版〕」に関する技術評価を受けた今後の対応について（依頼）（原規技発第1510191号）への回答について（平成27年11月30日日本電気協会）」に示されたとおり、最新知見に基づく中性子照射脆化に対する影響因子の検討や基本モデル式の改定要否の検討などを行い、改良を図っている。今後改良され

---

(注1) 加圧熱衝撃時には内面が急冷されるが、容器板厚内の温度分布が表面だけ冷やされた状態から、内部まで冷却されていき、最後には全面低温となるように変化する。板厚内の温度分布が時間とともに変化するために、応力・応力拡大係数は初めのうちは時間と共に大きくなり、時間がたつて板厚内の温度分布が緩やかになると小さくなっていく。このように応力拡大係数が一度大きくなった後に小さくなっていく状況では、応力拡大係数が破壊靱性曲線よりも大きくても破壊しない。このように応力拡大係数がその減少過程で破壊靱性を超えても破壊しないことを高温予荷重効果と言う。

(注2) 参照温度とは、1T-C(T)試験片の  $K_{Jc(\text{med})}$  ( $K_{Jc}$  のデータセットに対する累積破損確率が50%に対応する値) が  $100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  に等しくなるような温度。

る照射脆化予測法が採用された民間規格を技術評価する際に必要となり得る、照射材料データ（高照射領域の試験済みの監視試験片を用いた微細組織分析及び破壊靱性等のデータ等）を拡充する必要がある。

一方、重要な機器の一つである炉内構造物においては、原子力発電所の高経年化に伴い中性子照射が誘起する応力腐食割れ（以下「照射誘起型応力腐食割れ」という。）が発生する可能性があることから、技術基準規則に基づき使用中の亀裂等による破壊の防止が事業者に求められている。しかし、条件によっては技術基準規則で定められている亀裂進展速度より大きくなることが報告されており<sup>3</sup>、適切に健全性評価の確認を行うために、メカニズムを含めた知見の拡充を図り、亀裂進展速度に係る知見の信頼性を高める必要がある。

## 1.2 目的

原子炉圧力容器の加圧熱衝撃事象に係る健全性評価方法の保守性を検証するための試験方法を確立する。また、民間規格を技術評価するために必要な、高温予荷重効果及び  $T_0$  に関する知見を拡充する。あわせて、改良された照射脆化予測法を技術評価する際に必要となり得る照射材料データ（高照射領域の試験済みの監視試験片を用いた微細組織分析及び破壊靱性等のデータ等）を拡充する。

さらに、照射誘起型応力腐食割れについて、メカニズムを含めた知見の拡充を図り、現状の亀裂進展評価方法の保守性を確認する。

上記を実施することで、科学的・合理的な高経年化技術評価及び運転期間延長認可制度に係る劣化状況評価の審査並びに民間規格の技術評価に資することを目的とする。

## 1.3 全体行程

本研究は平成 18 年度から平成 31 年度にかけて、国立研究開発法人日本原子力研究開発機構への委託事業<sup>4-16</sup>として実施したものである。平成 23 年度までの成果については、平成 24 年 4 月に旧独立行政法人原子力安全基盤機構の原子力安全研究評価委員会で外部有識者による評価<sup>17</sup>が行われているため、平成 24 年度から平成 31 年度までに得られた成果を本報告書にまとめる。全体行程を図 1 に示す。



図 1 本研究の全体行程

Fig. 1 Overall schedule of the research

## 2. 本論

### 2.1 原子炉圧力容器の健全性評価に係る研究

#### 2.1.1 破壊力学評価に係る試験

##### (1) 供試材

ここでは、後述の「2.1.1(2) 平板試験体の破壊靱性評価」及び「2.1.1(3) 加圧熱衝撃模擬試験方法の確立」で使用される鋼材の材料特性を確認するため、機械的特性確認、組織観察及び残留応力分布測定を行った。

中性子照射脆化を模擬して意図的に靱性を低くするためにリン (P) の含有率を高くした鋼 (以下「低靱性鋼」という。)(幅約 1,000 mm、長さ約 2,500 mm、厚さ約 200 mm の熱間圧延材) を供試材とした。化学成分を表 1 に示す。

表 1 低靱性鋼の化学成分 (wt%)

Table 1 Chemical composition of low toughness steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Fe
0.29	0.36	1.47	0.058	0.001	0.47	0.11	0.20	0.61	0.003	0.005	Bal.

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

供試材の片面に、被覆アーク溶接 (以下「SMAW」という。) により、ステンレス鋼用溶接棒 (初層 JIS3221 D309L-16、2 層目以降 JIS3221 D308L-16) を用いて、厚さ約 5.5mm のクラッド施工を行った。クラッド施工した材料 (以下「クラッド施工材」という。) とクラッド施工しなかった材料 (以下「クラッド無施工材」という。) を供試材とした。

3種類の条件(510°C×4h、525°C×8h、560°C×4h)で熱処理した際のクラッド下の母材10mmにおける $T_0$ を、コンパクトテンション試験片(以下「C(T)試験片」という。)を用いた破壊靱性試験で評価し、クラッド直下の溶接熱影響部(以下「HAZ」という。)からの割れを回避し高い $T_0$ が得られた510°C×4hを供試材の熱処理条件とした<sup>16</sup>。

本研究においては、破壊靱性を特徴付ける $T_0$ を用いて評価を行った。

#### ①機械的特性及び組織<sup>16</sup>

##### a. 試験方法

供試材の $T_0$ 及び引張特性の温度依存性を確認した。また、低靱性鋼へのクラッド施工影響確認のため、クラッド施工材の板厚方向の硬さ測定と金属組織観察を行った。試験及び観察の詳細は以下のとおりである。

供試材の $T_0$ 及び試験片サイズの寸法効果を確認するため、クラッド境界から10mm位置に相当する板厚位置から約10mm厚のC(T)試験片(以下「0.4T-C(T)試験片」という。)及び約25.4mm厚のC(T)試験片(以下「1T-C(T)試験片」という。)を採取し、破壊靱性試験を実施した。

供試材の母材部、クラッド及びHAZの引張試験は、初期弾性域で負荷速度が15MPa/s程度となるようなひずみ速度で破断まで変位制御で実施した。なお、試験温度は0°C～300°Cの範囲で行い、供試材の強度の温度依存性を評価し、加圧熱衝撃模擬試験の条件設定に用いた。

硬さ試験及び金属組織試験は、クラッド表面から母材深さ方向に約80mm、幅方向に30mm、厚さ10mmを切り出し、試験片とした。

硬さ試験は、クラッド直下のHAZから母材の板厚1/4位置程度までの領域に対して試験力49Nのビッカース硬さ試験を、1mmピッチで25箇所、繰返し数2で実施した。

金属組織観察には、まず王水を用いてステンレス鋼クラッド部分をエッチングし、次にナイトールを用いて低靱性鋼部分をエッチングした試験片を用いた。エッチング後、クラッドから母材1/2板厚位置までの金属組織を光学顕微鏡により観察した。

##### b. 試験結果

C(T)試験片を用いた破壊靱性試験により、0.4T-C(T)試験片から得られた破壊靱性値を1T-C(T)の破壊靱性値に換算する寸法補正が妥当であることを確認した。クラッド下10mm位置の母材のT-S方向<sup>(注3)</sup>の1T-C(T)試験片から得られた破壊靱性値と、0.4T-C(T)試験片から得られた破壊靱性値を1T-C(T)の破壊靱性値に換算した破壊靱性値から求めた $T_0$ は56°Cであった。

引張試験の結果、クラッド下10mm位置の母材の圧延方向の0.2%耐力は800MPa程

---

(注3) L方向は圧延方向、T方向は板巾方向、S方向は板厚方向の事で、例えばT-S方向は荷重が板巾方向に加わり亀裂が板厚方向に向いている事を表している<sup>51</sup>。

度であり、板巾方向は 850MPa 程度と、やや大きい傾向が見られたが、引張強さは両方とも 1000MPa 程度であり、方向依存性は認められなかった。また、試験温度 0~200°C の範囲では、試験温度の上昇に伴って 0.2%耐力と引張強さが低下する傾向を示した。一方で、300°Cでは青熱脆性の影響により引張強さは 200°Cや 100°Cを上回る傾向を示した。

さらに、40°Cで試験したクラッド無施工材の表面から深さ 10mm 相当位置、クラッド施工材の母材の表面から深さ 20mm 位置及び HAZ の 0.2%耐力はいずれも 900MPa 程度、引張強さはいずれも 1000MPa 程度であり、採取位置によらず同程度の値であることが判った。

ビッカース硬さ試験の結果は、クラッド部で 330HV と最も高く、クラッド溶接の各ビードの HAZ の重なり部と最深部のいずれにおいても、母材はほぼ 300HV 程度であった。HAZ とクラッドの境界近傍の硬さは 280HV で、硬さの低下が認められた。

金属組織観察の結果、クラッドはデンドライト組織、HAZ は粗粒と細粒組織、母材は偏析帯とマルテンサイト相を含むベイナイト組織が、それぞれ認められた。

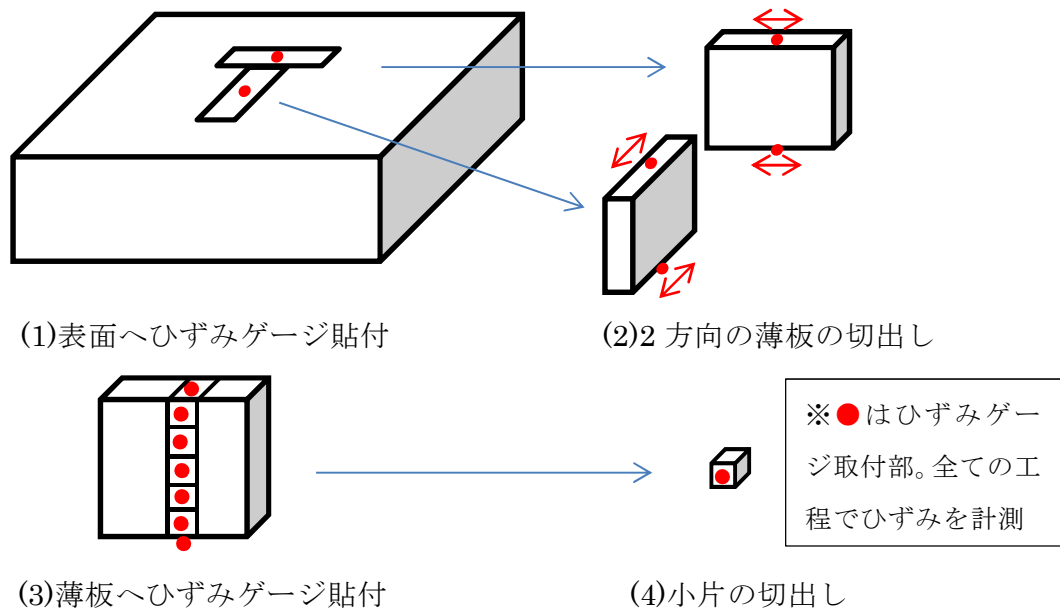
## ②残留応力分布<sup>16</sup>

クラッド施工材の平板試験体及び十字型試験体（「2. 1. 1 (3) 加圧熱衝撃模擬試験方法の確立」参照。）を用いた試験結果の評価においては、試験体の残留応力を考慮する必要があるため、クラッド施工材と低靱性鋼の素材のままの 2 種類の試験体の残留応力分布を計測した。

### a. 試験方法

板厚内の残留応力計測は試験体の表面にひずみゲージを貼付け、圧延方向及び板巾方向に薄板を切出し、切出した薄板の長手方向の解放ひずみを計測した。さらに、切出した薄板の中央部に板厚方向にひずみゲージを貼付けた後、一辺 15mm 以下のサイコロ状の小片に切断し、薄板からの解放ひずみを計測した。これらの各段階、各位置で計測した解放ひずみから、板厚内の残留応力を計算した。

残留応力の計測方法の概要を図 2 に示す。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成30年度原子力規制庁委託成果報告書(一部改変)<sup>16</sup>

図2 残留応力計測概略図

Fig. 2 Schematic diagram of residual stress measurement

#### b. 試験結果

クラッド施工材の残留応力分布は、圧延方向、板巾方向ともに同じ傾向を示し、クラッド表面は降伏応力に近い400~500MPa程度の引張応力、クラッド表面から約13~30mm位置の母材は0~88MPaの圧縮応力、クラッド表面から約60mm以降の母材は4~63MPaの引張応力であった。

クラッド施工材の圧延方向と板巾方向とを比較すると、残留応力の値としては両者の差は小さく、ほぼ異方性はないと考えられた。

低靱性鋼の素材のままの材料表面の残留応力は圧延方向、板巾方向ともに平均で概ね50~74MPaの圧縮応力であった。

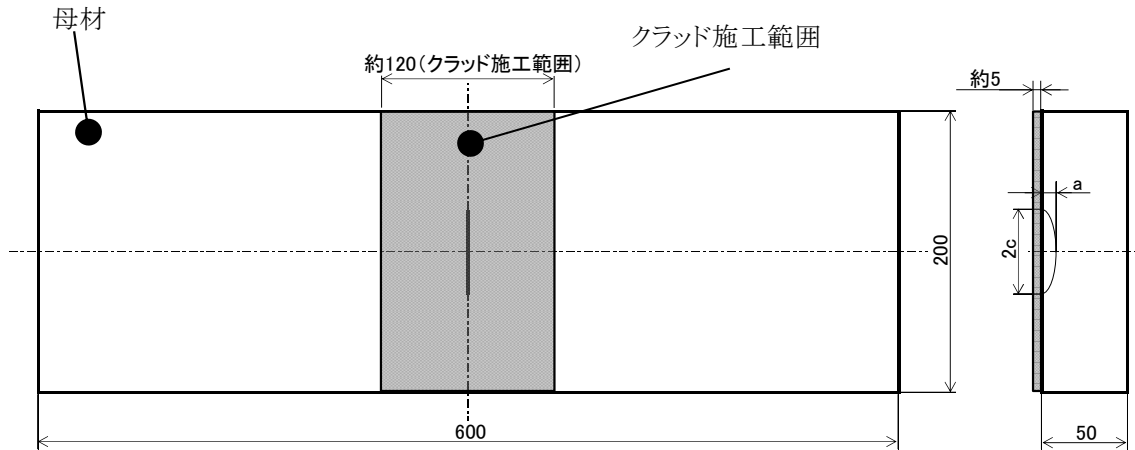
低靱性鋼の素材のままの材料表面の残留応力はほぼ圧縮応力であったことから板厚内部には複雑な応力分布はないと考えられた。

### (2) 平板試験体の破壊靱性評価<sup>16</sup>

#### a. 試験方法

加圧熱衝撃模擬試験の試験条件設定のため、クラッド施工材にクラッド下半楕円亀裂を付与した平板試験体及びクラッド無施工材に表面半楕円亀裂を付与した平板試験体の4点曲げ試験を行って破壊靱性を評価した。

クラッド施工材の平板試験体の寸法形状を図3に示す。なお、クラッド無施工材の平板試験体はクラッド施工を施していない母材と同じ寸法を使用した。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書<sup>16</sup>

図 3 試験体の寸法形状 (mm)

Fig. 3 Dimensions and shape of specimen (mm)

室温及び高温時の破壊靱性データを取得する目的でクラッド施工材を用いて単調負荷破壊試験を 7 体実施した。150°Cで 3 体、クラッド有無の影響を確認する目的で、室温で 2 体、80°Cで 2 体行った。さらに、クラッド有無の影響を確認する目的で、クラッド無施工材を用いた単調負荷破壊試験を室温で 2 体、80°Cで 2 体行った。

十字型試験での負荷波形等の検討のため、熱過渡を模擬した温度変動を伴う条件での破壊強度の確認を目的として、クラッド施工材を用いて熱過渡負荷破壊試験を 4 体実施した。熱過渡負荷破壊試験では試験体の冷却 (150°C→40°C) に伴って負荷 ( $K_I$  値) を漸増させる試験及び試験体を冷却 (150°C→40°C又は室温) しながら負荷を一定荷重 685kN (試験温度 150°Cで行った単調負荷破壊試験で亀裂の進展が確認された 684kN を目安に設定) に保持し、冷却完了後に負荷を増加させる LCF (Load→Cool→Fracture) 試験をそれぞれ 2 回行った。

試験時の亀裂発生検知方法として開口変位、電位差法 (以下「PDM」という。)、アコースティックエミッション (以下「AE」という。) 及び破壊試験時の半楕円亀裂先端の変形の加速度を測定する方法 (以下「加速度計」という。) を試みた。なお、有限要素解析の妥当性検証のためのデータとして、亀裂開口量の計測も併せて行った。

#### b. 試験結果<sup>16</sup>

クラッド施工材の単調負荷破壊試験においては、いずれの試験温度においても HAZ からの割れが起こらないことを確認した<sup>16</sup>。

クラッド有無の影響を確認するため行った単調負荷破壊試験においては、クラッド施工材では試験体破壊時の荷重値 (最小値) は室温で 593kN、80°Cで 661kN であり、クラッド無施工材の室温で 297kN、80°Cで 427kN と比較して大きいことが分かった。



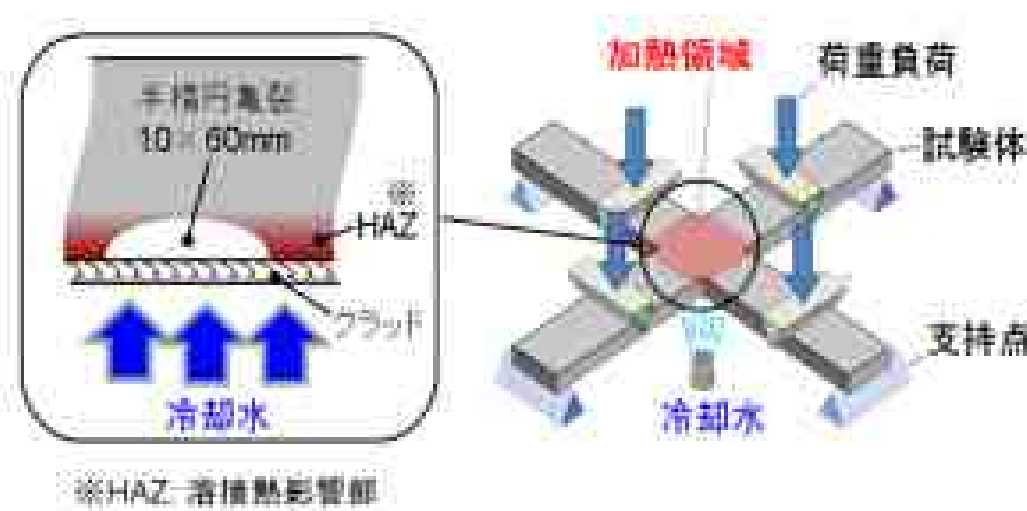
熱過渡負荷破壊試験のうち、冷却に伴い荷重（ $K_j$  値）を漸増させる試験では、70°C 付近で荷重低下が確認され、単調負荷破壊試験の室温と 80°C の結果（最大荷重）を結ぶ直線上に載る結果となった。また、LCF 試験（代表データ）では、約 40°C まで温度を下げた時点から再度荷重をかけ、724kN に到達した時点で荷重低下が確認されたため試験を終了した。この結果から、高温で予め荷重をかけた状態で温度を下げたとしても亀裂が進展しない高温予荷重効果が確認できた。

脆性亀裂の発生検知方法として、AE と加速度計を用いた試験を行った結果、AE 及び加速度計で、0.5～1.5mm 程度の深さの微小な亀裂発生を検知できる可能性があることが分かったが、AE に関しては脆性亀裂発生以外のクラッドの変形等にも反応し識別が難しいため、脆性亀裂の発生検知には加速度計の方が適切と判断した。また、クラッド無施工材に関しては、比較的大きな規模の脆性亀裂の発生検知に PDM や開口変位も有効であることを確認した。

### (3) 加圧熱衝撃模擬試験方法の確立

仮想欠陥のような浅い半楕円亀裂においては亀裂の拘束が弱くなるが、2 軸荷重は拘束を強める方向に作用するため、加圧熱衝撃時の半楕円欠陥における見かけの破壊靱性の上昇がどの程度であるかは明確ではない。浅い半楕円欠陥へ 2 軸荷重を負荷する類似の既往研究<sup>18-20</sup>においては、2 軸比が 0:1（単軸相当）から 1:1 に近づくほど低い破壊靱性を示すこと、弱い拘束の効果を 2 軸荷重の効果が打ち消すことが報告されている。

実機相当の板厚を有する十字型試験体を用いた加圧熱衝撃模擬試験方法について検討した。加圧熱衝撃模擬試験のイメージを図 4 に示す。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書（一部改変）<sup>16</sup>

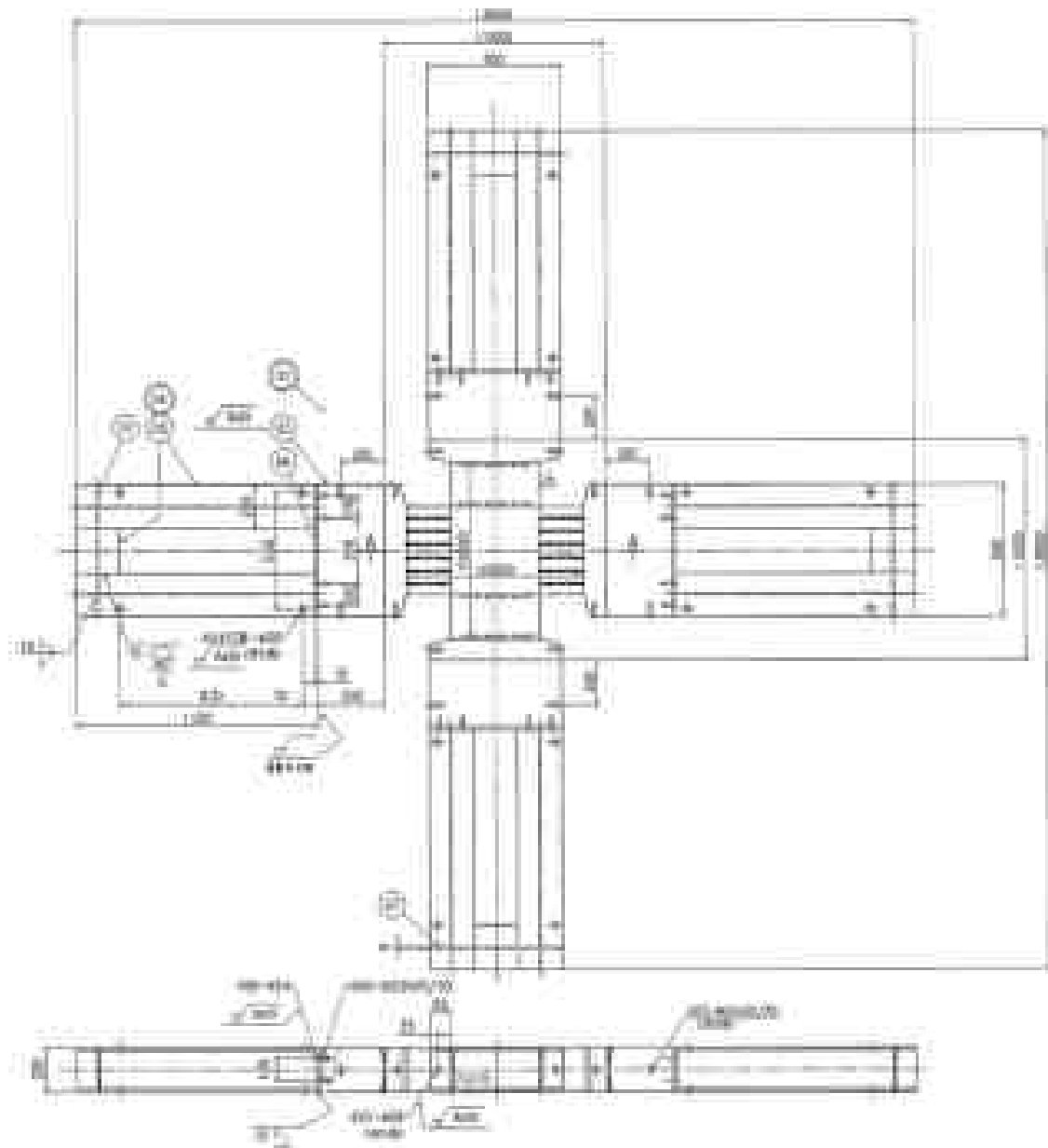
図 4 加圧熱衝撃模擬試験のイメージ

Fig. 4 Image of pressurized thermal shock simulation test

## ①試験方法

### a. 供試材

図5に、十字型試験体の形状寸法を示す。また、表2表2に、十字型試験体の製作手順を示す。試験はクラッド施工材とクラッド無施工材の二種類についてそれぞれ、2体について行った。十字型試験体は、中央の試験部に半楕円亀裂が導入されている。クラッド有無の影響を評価するためのクラッド無施工材の試験体について、十字型試験体表面に亀裂開口を拘束せず、かつクラッドと同等の熱抵抗条件となるような断熱コーティング材として、耐熱用ステンレスコートを採用した<sup>16</sup>。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成30年度原子力規制庁委託成果報告書<sup>16</sup>

図5 十字型試験体の寸法形状 (mm)

Fig. 5 Dimensions and shape of cruciform specimen (mm)

表 2 十字型試験体製作手順

Table 2 Cruciform specimen manufacturing procedure

工程	製作ステップ
a. 素材切り出し	<ul style="list-style-type: none"> <li>・低靱性鋼から十字型試験体中央部の加工用素材の切り出し</li> <li>・タブ板用素材の切り出し</li> </ul>
b. 外形加工	<ul style="list-style-type: none"> <li>・角部に適切な R を設け、十字型に機械加工</li> <li>・タブ板溶接のため、タブ板側に K 開先加工</li> </ul>
c. 整流化スリット加工	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ワイヤーカットを用いて、整流化スリット加工(4方向)を行う。一般部は長さ 200mm×幅 10mm、角部は長さ 190mm×幅 10mm で加工。</li> </ul>
d. 予亀裂用スリット加工	<ul style="list-style-type: none"> <li>・放電加工を用いて、十字型試験体中央部の中心位置に半楕円予亀裂付与のためのスリット加工</li> </ul>
e. 継手溶接	<ul style="list-style-type: none"> <li>・十字型試験体中央部とタブ板の継手溶接</li> </ul>
f. センサー類取付	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ひずみゲージ及び PDM 端子の取付け</li> </ul>
g. 疲労予亀裂導入	<ul style="list-style-type: none"> <li>・予亀裂用スリット深さ 9mm とあわせて 12mm 深さを目標に疲労予亀裂導入</li> </ul>
h. クラッド溶接	<ul style="list-style-type: none"> <li>・十字型試験体中央部へのクラッド溶接</li> </ul>
j. 熱処理	<ul style="list-style-type: none"> <li>・最終熱処理条件: 510°C×4 時間</li> </ul>

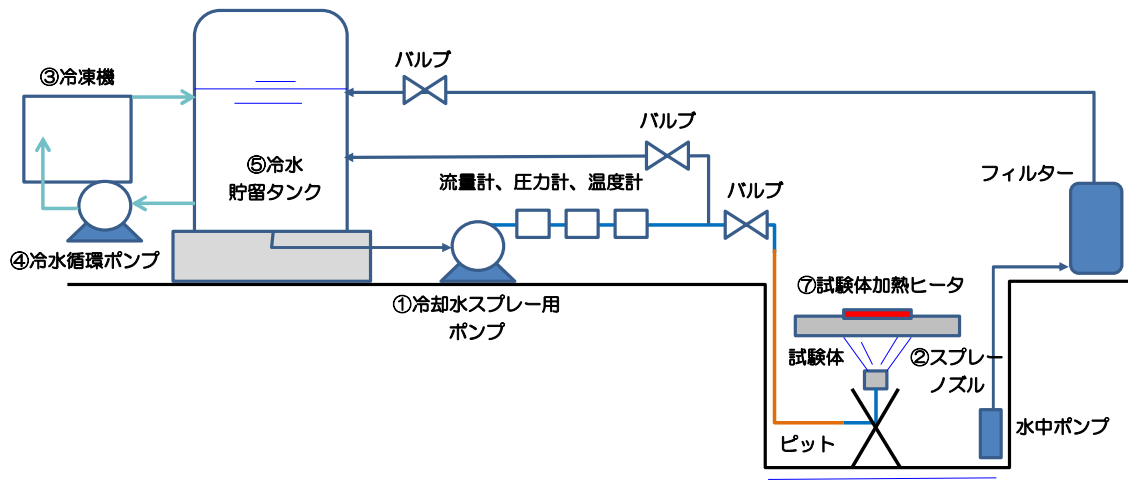
出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書<sup>16</sup>

#### b. 2 軸荷重を負荷した試験方法

加圧熱衝撃模擬試験は十字型試験体に 2 軸荷重を負荷して高温に加熱保持し、その後冷却水で急冷して熱応力を付与して非延性破壊を発生させるように実機における加圧熱衝撃を模擬するものである。そのため、試験装置は実機の熱過渡条件下における加圧熱衝撃を模擬するため、荷重負荷機構と加熱・水冷機構を有する。試験設備全体構成を図 6 に、試験ピット内の構成を図 7 に示す。

加圧熱衝撃模擬試験に先立ち、クラッド施工材の十字型試験体を用いた室温単調負荷試験及びクラッドの影響を比較するためのクラッド無施工材の十字型試験体を用いた室温単調負荷試験を実施した。

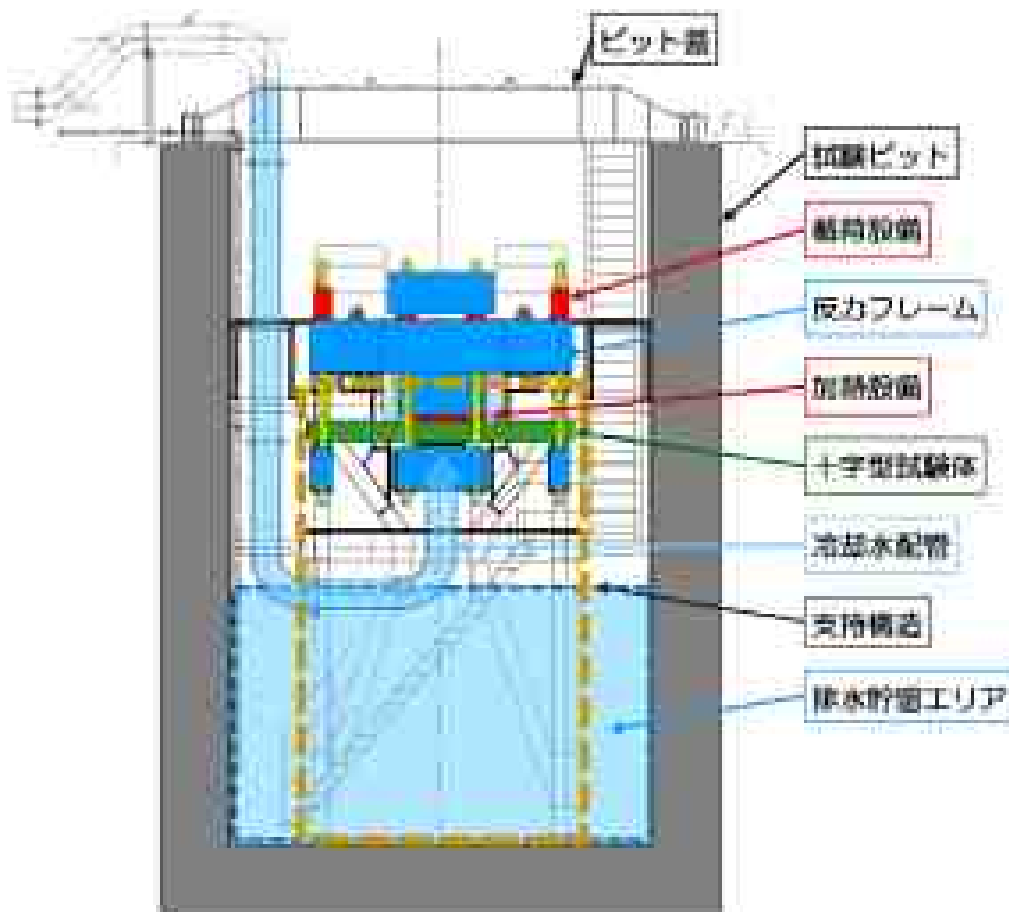
加圧熱衝撃模擬試験では、実際の解析条件を模擬して、温度約 290°C に加熱された試験体の中心へ、約 0°C に冷やされた水を噴出させ熱衝撃負荷を与えると同時に、目標とする圧力に相当する曲げ荷重による応力を負荷した試験を実施し、試験の成立性を確認した。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 29 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変)<sup>15</sup>

図 6 試験設備全体構成

Fig. 6 Overall configuration of test equipment



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 29 年度原子力規制庁委託成果報告書<sup>15</sup>

図 7 試験ピット内の構成

Fig. 7 Configuration inside the test pit

## ②試験結果

クラッド施工材の十字型試験体を用いた室温単調負荷試験を行った結果、最大荷重に達する前から有意な加速度計信号が確認され始め、その後も試験体が破断に至るまで断続的に信号が計測された。破壊は疲労予亀裂先端部の複数箇所から生じた可能性が高く、母材への亀裂進展を模擬出来た。試験後の試験体外観状況の例を図 8 に示す。

CT 試験片、平板試験体及び十字型試験体を用いた破壊靱性試験における破壊靱性値  $K_{Jc}$  の温度依存性を図 9 に示す。この試験結果では、亀裂最深点の  $K_I$  値は、JEAC4206-2016 の破壊靱性遷移曲線を上回っていると評価され、JEAC4206-2016 の破壊靱性遷移曲線の保守性が示された。1T-C(T)試験片相当の破壊靱性値  $K_{eff}$  値は概ねマスターカーブ上に位置しており、JEAC4206-2016 の破壊靱性遷移曲線を大きく上回っていた。

上面 (クラッド反対面)側



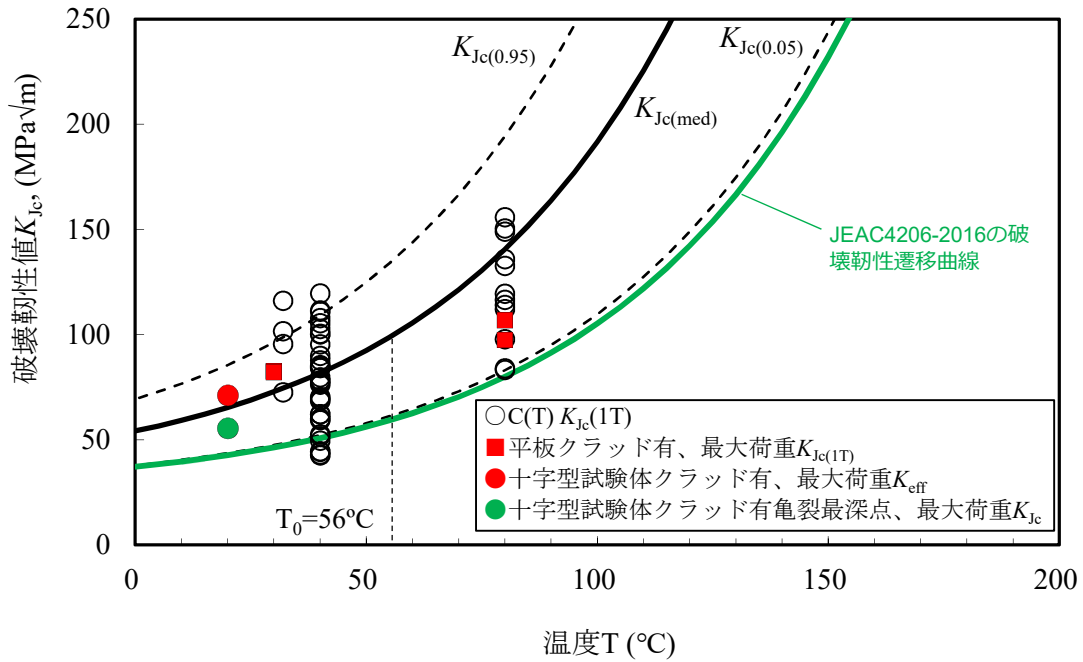
下面 (クラッド面)側



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

図 8 試験後の試験体外観状況

Fig. 8 Specimen appearance after test



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

図 9 CT 試験片、平板試験体及び十字型試験体を用いた破壊靱性試験における破壊靱性値  $K_{JC}$  の温度依存性

Fig. 9 Temperature dependence of fracture toughness value  $K_{JC}$  as results of fracture toughness test using CT specimen, flat specimen and cruciform specimen

十字型試験体 (クラッド有) の残材を用いた破壊靱性の確認試験の結果、基礎試験の  $T_0$  よりも高い値を示しており、供試材である低靱性鋼からの試験片や試験体採取位置の違いにより破壊靱性がばらつく可能性が示唆された <sup>16</sup>。

加圧熱衝撃模擬試験においても、試験体が破断に至るまで断続的に加速度計信号が計測された。破壊は疲労予亀裂先端部の複数箇所から生じた可能性が高く、母材への亀裂進展を模擬でき、本試験により加圧熱衝撃を模擬した条件による試験が成立したと判断された。

本研究では、2 軸への適用性に関する知見を拡充し、現状の評価方法の保守性を検証するために、加圧熱衝撃を模擬した条件による試験の成立性を確認した。現状の原子炉圧力容器の健全性評価の保守性を検証するためには、更に検討を進め、1 軸荷重による破壊靱性評価の 2 軸荷重による評価への適用性に関する知見を拡充する必要がある。

## 2.1.2 脆化予測法に係る研究

原子炉圧力容器鋼の中性子照射に伴う関連温度（以下「 $RT_{NDT}$ 」という。）<sup>(注4)</sup> 移行量（以下「 $\Delta RT_{NDT}$ 」という。）については、材料の化学成分と中性子照射量などに対して回帰分析を行って式の形を定める現象論的手法<sup>21-25</sup>と、中性子照射に伴う材料中の溶質原子クラスタやマトリックス損傷の形成などのメカニズムに基づいてモデル式を立てる機構論的手法<sup>26,27</sup>による評価が行われている。

本研究では関連温度移行量評価の保守性を確認するため、 $\Delta RT_{NDT}$ の統計解析及び試験済みの監視試験片の微細組織分析を実施した。関連温度移行量の統計解析においては、ベイズ統計に基づいて中性子照射条件や材料の化学成分など脆化に寄与する因子及び統計的に関連温度移行量を取り得る範囲について確認した。試験済みの監視試験片の微細組織分析については、三次元アトムプローブを用いた溶質原子クラスタ分析及びオージェ電子分光分析装置を用いた粒界偏析元素の分析を実施した。

### (1) 関連温度移行量の統計解析

#### ①解析方法

本研究では、最新の統計解析手法の一つであるノンパラメトリックベイズ法（以下「BNP法」という。）等を用いた解析ツールを整備し、国内原子炉圧力容器鋼の中性子照射データを用いて、中性子照射条件や材料の化学成分など脆化に寄与する因子等について分析した。

BNP法は実測データ全体の確率分布を多変量分布の和で表現する手法であり、本解析では正規分布を用いた無限ガウス混合モデルを用い、実測データの数やばらつきなどの複雑さを自動的に学習して正規分布の数を推定し、データの当てはまり度（尤度）に応じて混合比、平均値、標準偏差などの統計量を推定する。グループの統計量の推定やグループ分けのパラメータの推定にベイズの定理を用いたが、これらの確率分布は複雑で直接計算することは出来ないため、マルコフ連鎖モンテカルロ（Markov chain Monte Carlo methods）を多次元の確率分布の推定に適用した。

実測データに応じた確率分布の推定は、ディレクレ過程混合モデルやそれと等価な手法である中華料理店過程（Chinese restaurant process）<sup>28</sup>を用いて行った。

解析に用いている国内原子炉圧力容器鋼の関連温度移行量データの範囲を表3に示す。これらのデータを用いて、関連温度移行量に寄与する入力変数の評価や、関連温度移行量評価の不確かさに関する検討を実施した。

関連温度移行量に対する入力変数の影響について、Gelman-rubin 統計量<sup>29</sup>を用いて解析の収束性を確認した上で、広く使える情報量基準<sup>30</sup>（Widely Applicable Information Criterion）を用いて評価した。

---

(注4) ここで言う関連温度とは、シャルピー衝撃試験の吸収エネルギー41Jに対応する温度のことを言う。



表 3 解析に用いたデータ範囲

Table 3 Data range used for analysis

炉型	照射量 ( $\times 10^{23}\text{n/m}^2$ )	照射速度 ( $\times 10^{14}\text{n/m}^2/\text{s}$ )	温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	Cu (wt%)	Ni (wt%)	P (wt%)	Si (wt%)	Mn (wt%)	RT <sub>NDT</sub> 初期値 ( $^{\circ}\text{C}$ )
BWR	0.0045 ～ 0.22	0.021 ～ 6.3	276	0.01 ～ 0.24	0.55 ～ 0.99	0.002 ～ 0.021	0.15 ～ 0.42	1.16 ～ 1.72	-80 ～ 2
PWR	0.3 ～ 10.0	5.8 ～ 19	284 ～ 289	0.014 ～ 0.2	0.18 ～ 1.08	0.003 ～ 0.014	0.14 ～ 0.38	1.06 ～ 1.52	-65 ～ -1
試験炉 照射 (MTR)	2.3 ～ 12.9	383 ～ 1100	290	0.02 ～ 0.25	0.57 ～ 1.78	0.004 ～ 0.019	0.13 ～ 0.32	1.19 ～ 1.55	-65 ～ -8

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

## ②解析結果 <sup>16</sup>

国内脆化予測法で考慮されている照射量、照射速度、銅 (Cu) 含有量、ニッケル (Ni) 含有量に加えて、ケイ素 (Si) 含有量が脆化に寄与することが分かった。沸騰水型原子炉 (以下「BWR」という。) では照射速度及び Cu 含有量の影響が顕著に見られるのに対して、加圧水型原子炉 (以下「PWR」という。) では照射速度の影響がほとんど見られず、Cu に加えて Ni 及び Si 含有量の影響が見られた。

入力変数の数を増やしても予測性の改善には必ずしも寄与せず、炉型を分けて解析を行った場合、計算値と実測値の残差が小さくなるとともに、計算値及び事後分布の 95% 確信区間が狭くなり、予測精度に優れていた。

解析により得られた事後分布の 95% 確信区間に対して、現行の国内照射脆化予測法 (「一般社団法人日本電気協会 原子力規格委員会 原子炉構造材の監視試験方法 JEAC4201-2007 [2013 年追補版]」 (以下「JEAC4201-2007 [2013 年追補版]」 という。) <sup>31)</sup> のマージンを含む評価では概ね一致、若しくは高い値を示しており、JEAC4201-2007 [2013 年追補版] が保守的な評価となった。

## (2) 試験済みの監視試験片を用いた微細組織分析

原子炉圧力容器鋼の関連温度上昇の原因となる材料の微細組織変化として、Cu、Ni、マンガン (Mn)、Si 等の溶質原子の集積によるクラスタの形成、転位ループ等のマトリックス欠陥の形成、P 等の粒界偏析等が考えられている <sup>32)</sup>。このうち、溶質原子クラスタ (以下「クラスタ」という。) やマトリックス欠陥の形成は鋼材を硬化させ、降伏応力を増加させることから、硬化型脆化と言われている。一方、P の粒界偏析による脆化は粒界強度が

低下することにより起こる現象であり、鋼材の硬化を伴わないため非硬化型脆化と言われている<sup>1)</sup>。

本研究では、顕在化する脆化因子について調べるため、三次元アトムプローブを用いて照射量の比較的高いサンプルについてクラスタの数密度、体積率、サイズや化学組成等に関するデータを取得した。一方でクラスタの組成にも着目したデータを取得し、これらのデータと中性子照射量や材料の化学組成（バルクの組成）との関係についての検討を行った。バルクの組成との関係については、統計解析で中性子照射脆化の予測性の改善に寄与する可能性が示唆された Si に着目した分析を行った。また、本研究では、非硬化型脆化の原因である P の粒界偏析に注目して、オージェ電子分光分析装置を用いて、実機と試験炉で照射された材料と同一の材料を分析し、照射速度効果の有無について確認を行った。さらに、比較的脆化量の高い使用済みの監視試験片についても分析を行い、粒界脆化顕在化の有無について確認した。

本研究で使用した微細組織分析サンプルを表 4 に示す。PWR 標準材とは PWR プラントの監視試験片と共に原子炉圧力容器内に設置されている材料（以下「S1 材」という）である。

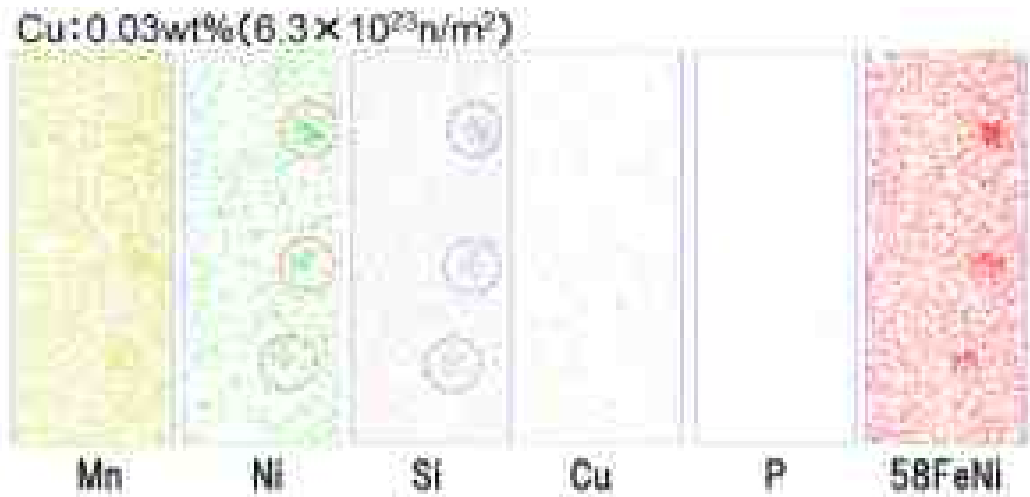
#### ①三次元アトムプローブ分析

収束イオンビームを用いて直径 100nm 程度の針状試料を作製し、エネルギー補償型レーザー補助局所電極型アトムプローブ（Cameca 社製、LEAP4000X-HR）を用いて試料の分析を行った。試料と電極の間に高電圧パルスを印加して原子をイオン化し、位置分解能を持った検出器により検出した。得られたデータを再構築することにより三次元アトムマップを取得し、Erosion 法<sup>33)</sup>によるクラスタ解析を実施した。

Cu 含有量が多い材料において Cu を中心としたクラスタが形成されており、Cu 含有量が少ない材料では、Mn、Ni、Si を主体とするクラスタの形成されていた。照射量や Cu 含有量の増加に伴い、クラスタの直径や数密度は増加する傾向があった。Cu 含有量が比較的少ない (<0.07wt%) 材料に着目すると、数密度や体積率については Si 濃度の増加に伴い増加する傾向が見られた<sup>16)</sup>。

クラスタ内の各元素の比率や分布については、Cu 含有量が少なくなるほど、溶質原子クラスタ中に含まれる Cu の比率が小さくなり、Si の比率が大きくなる傾向があった。Ni と Si のクラスタが形成されている低 Cu 材のアトムプローブ分析結果の例を図 10 に示す。また、溶質原子クラスタ中の Cu + Si の占める割合は材料に依らずほぼ一定となった。

これらの結果から、低 Cu 材のクラスタ形成において Si が重要な役割を担っている可能性が示唆された<sup>16)</sup>。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

図 10 アトムプローブ分析結果 (母材低 Cu 材三次元アトムマップ ( $20 \times 20 \times 50 \text{ nm}^3$ ))

Fig. 10 Results of atom probe analysis (3D atom map of low-Cu metal ( $20 \times 20 \times 50 \text{ nm}^3$ ))

表 4 微細組織分析サンプル

Table 4 Microstructure analysis sample

鋼種	No.	化学成分(wt%)					照射量 ( $\times 10^{23} \text{ n/m}^2$ )	照射速度 ( $\times 10^{15} \text{ n/m}^2/\text{s}$ )	$\Delta T_{NDT}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )
		Cu	Ni	P	Si	Mn			
母材	1	0.16	0.61	0.010	0.29	1.41	3.4	1	72
	2								99
	3	0.03	0.57	0.007	0.23	1.39	6.3		32
	4								51
	5	0.13	0.58	0.014	0.20	1.45	4.7		88
	6	0.068	0.59	0.009	0.25	1.35	5.8		46
	7								61
	8	0.037	0.62	0.003	0.31	1.50	9.5		61
	9	0.05	0.62	0.007	0.23	1.38	4.0		55
	10								70
溶接 金属	11	0.14	0.80	0.012	0.38	1.22	3.4	77	
	12							106	
	13	0.13	0.85	0.011	0.28	1.37	3.5	64	
	14							77	
PWR 標準 材	15	0.09	0.62	0.007	0.26	1.38	10.0	50	94
	16								69
	17								39
	18								45
	19								79
	20								128

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書 (一部改変) <sup>16</sup>

## ②オージェ電子分光分析

放電加工機により作製した試験片を、オージェ電子分光分析装置 PHI710 (ULVAC PHI) のチャンバー内において液体窒素温度で破断した。破断後直ちに破面を観察し、粒界破面に対してオージェ電子分光分析を実施した。オージェスペクトルにおいて粒界面にのみオージェ電子エネルギーが 120eV に微小な P のピークが確認された。得られた微分スペクトルから、各元素の信号の最大値と最小値の差分を計算し、P と Fe の信号の最大値と最小値の差分の比率から P の偏析量を算出した<sup>34</sup>。

各材料に対して、照射量が増加することによる偏析量の変化は見られなかったが、未照射材と比較すると照射による偏析量の増加が見られた。また、材料の P 含有量が多い材料ほど P 偏析量が増加する傾向が見られた。同程度の照射量かつ同一の材料で、照射速度が異なっている材料の結果を比較すると、低照射速度の結果の方が、P 偏析量が若干高くなる傾向が見られた。しかし、P 偏析量の平均値は標準偏差の範囲内であり、その差は明確ではなかった<sup>16</sup>。

未照射の S1 材に対する各照射材の P 偏析量の増加分を算出し、軽水炉用压力容器鋼を含む Mn-Ni-Mo 鋼（母材、溶接金属、HAZ 模擬材）、マグノックス炉用の C-Mn 鋼の既報データと比較すると、鋼種に依らずバルク P 濃度の増加に伴い偏析量が増加する傾向が見られた。また、P 偏析量の照射量依存性は小さいと考えられた。今回の分析結果は既報データの傾向とよく一致し、既往研究において粒界脆化が確認されていない材料と同程度の P 偏析量の増加分であった。今回分析した試料に関しては粒界脆化顕在化の可能性は低いと考えられた<sup>16</sup>。

## (3) 板厚内参照温度分布確認試験

加圧熱衝撃事象時の健全性評価<sup>2</sup>においては、原子炉压力容器内面のクラッド下の母材表面に 10mm 深さの半楕円欠陥を想定するのに対し、照射脆化の程度を把握するための試験に用いられる監視試験片<sup>31</sup>は母材の板厚内部 1/4 位置から採取される。原子炉压力容器内面の母材表面には冷却水による母材の腐食を防ぐためにステンレスクラッドが溶接されている。クラッド溶接時の熱の影響により母材には HAZ が形成され、破壊靱性が変化していると考えられる。そのため健全性評価対象部位であるクラッド直下から 10mm 深さにかけての破壊靱性分布は明らかにされておらず、板厚内部 1/4 位置から採取される試験片による評価で代表できることを確認する必要がある。

監視試験片採取位置（板厚 1/4 位置）の母材代表性確認のため、未照射のクラッド付きの原子炉压力容器鋼（古い設計のプラントを模擬した材料（以下「初期プラント模擬材」という。)) について、板厚 1/4 位置と仮想欠陥の位置するクラッド直下から 10mm 深さにかけての破壊靱性値を取得し、運転開始当初の板厚内部 1/4 位置の破壊靱性をもって母材の破壊靱性を代表させることの保守性を確認した。併せて、母材表面近傍へのクラッド溶

接の影響を確認した。

表 5 に、今回使用した初期プラント模擬材の化学成分と代表的な機械的特性を示す。

母材部分から、監視試験片の採取方向に合わせた各部の T-L 方向の約 4mm 厚の C(T) 試験片（以下「0.16T-C(T)試験片」という。）と、健全性評価において想定する亀裂の方向に合わせた L-S 方向（亀裂最深点）及び L-T 方向（クラッド直下）の 0.16T-C(T)試験片を採取した。

製作した 0.16T-C(T) 試験片を用いて「一般社団法人日本電気協会 原子力規格委員会 フェライト鋼の破壊靱性参照温度  $T_0$  決定のための試験方法 JEAC4216-2015」（以下 JEAC4216-2015 という。）<sup>35</sup> に準拠して破壊靱性試験を行い、マスターカーブ及び  $T_0$  を評価した。破壊靱性値の有効性判定のために必要となる降伏応力の温度依存性は、JEAC4216-2015 で推奨されている日本溶接協会 WES-1108-1995<sup>36</sup> の推定式を用いて、母材 1/4 位置の室温の降伏応力から評価した。

表 5 初期プラント模擬材の化学成分と代表的な機械的特性

Table 5 Chemical composition and typical mechanical properties of initial plant simulation materials

	化学成分(実績値), wt%										室温 $\sigma_y$ , MPa	$T_{41J}$ , °C
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe		
母材 (SQV2A)	0.19	0.25	1.43	0.013	0.014	0.58	0.10	0.48	0.13	Bal.	464	-28
クラッド* (SUS309L)	0.052	0.47	1.37	0.019	0.003	10.54	19.91	0.06	0.09	Bal.		

\*溶接後は SUS308 相当

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 30 年度原子力規制庁委託成果報告書（一部改変）<sup>16</sup>

各採取位置での  $T_0$  は板厚 1/4 位置に比して、クラッド下 10mm L-S 方向及びクラッド直下 L-T 方向の破壊靱性は高かった。クラッド溶接していない材料の表面よりもクラッド直下の破壊靱性は高く、HAZ の形成による破壊靱性低下は見られなかった。仮想欠陥の方向であるクラッド下 10mm L-S 方向、L-T 方向とも、板厚 1/4 位置に比して破壊靱性は高く、未照射材においては、監視試験片の採取位置が板厚内部 1/4 位置であることで、母材の破壊靱性を代表させることの保守性が確認できた。

## 2.2 低合金鋼の材料試験

材料試験炉（Japan Materials Testing Reactor：以下「JMTR」という。）を用いた低合金鋼の照射脆化に関する研究を計画し、照射試験に係る予備試験として、照射前の材料の破壊靱性を評価する目的で未照射材の基礎物性試験と、JMTR での照射試験の結果と比較する

目的で、既往研究等で照射した材料及びその未照射材を用いた試験を実施することとした。

しかしながら、JMTR での照射試験が平成 28 年度に凍結されたため、本研究においては、未照射材の基礎物性試験及び既往研究で照射した材料を用いた試験のみを行った。

### 2.2.1 基礎物性試験

本試験では、Cu 含有量を変えた 3 材料（低 Cu 材：以下「JRL 材」、中 Cu 材：以下「JRM 材」、高 Cu 材：以下「JRH 材」という。）、S1 材及びその溶接部（以下「JRW 材」という。）の 5 材料を供試材とした。各供試材の化学成分を表 6 に示す。JRW 材は溶接金属の特性を把握することを目的として JRH 材をサブマージアーク溶接して製作された溶接継手である。

表 6 供試材の化学成分 (wt%)

Table 6 Chemical compositions of test materials (wt%)

供試材	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Fe
JRL	0.16	0.20	1.43	0.004	0.002	0.02	0.59	0.09	0.51	Bal.
JRM	0.17	0.24	1.46	0.010	0.009	0.09	0.59	0.09	0.51	Bal.
JRH	0.17	0.23	1.47	0.014	0.017	0.15	0.57	0.10	0.51	Bal.
S1	0.19	0.26	1.38	0.007	0.008	0.09	0.62	0.15	0.48	Bal.
JRW	0.062	0.30	1.35	0.016	0.018	0.20	1.15	0.10	0.55	Bal.

出典) 独立行政法人日本原子力研究開発機構 平成 23 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書 (一部改変)<sup>9</sup>

供試材の基礎的特性を把握するため、硬さ試験、引張試験、シャルピー衝撃試験及び落重試験を実施した。

硬さ試験では、ビッカース硬さ試験力を 29.4N として、3mm 間隔で板厚内分布を測定した。板厚 1/4 位置～3/4 位置間の硬さは 200HV 程度でほぼ一定であり、鋼板の表面付近はそれよりも 20HV 程度硬かった<sup>11</sup>。

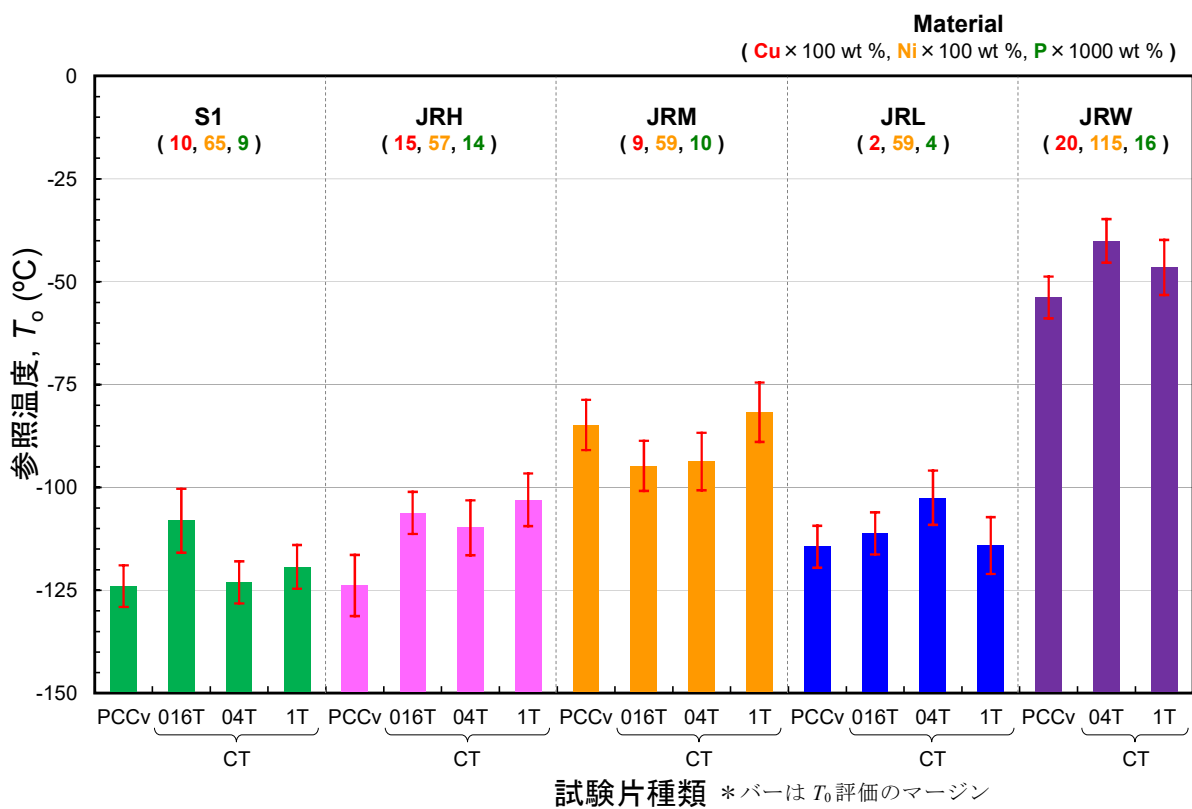
引張試験を室温から 100°C の間で実施して供試材ごとに引張特性の温度依存性を把握するとともに、JRM 材については板厚内の引張特性の分布も測定した。0.2%耐力及び引張強さは鋼板の表面付近では板厚内部よりも高い値を示したが、伸びと絞りについては板厚内の差は小さく板厚内部と表面近傍で有意な差は現れなかった<sup>10</sup>。

シャルピー衝撃試験と落重試験を行い各種遷移温度及び破壊靱性の指標となる RT<sub>NDT</sub> を測定した。なお、シャルピー衝撃試験には打撃先端の曲率半径が 2mm の ISO 型と監視試験に用いられている 8mm の ASTM 型を用いた。供試材間の特性を比較すると、他の材料と比べて Cu、Ni、P が多い JRW 材は、JRH 材と同程度に上部棚吸収エネルギーが低く、

延性遷移温度や横膨出量遷移温度、 $RT_{NDT}$  も高かった。また、マスターカーブ法による  $T_0$  を把握するため、シャルピー型破壊靱性試験片（以下「PCCv」という。）、0.16T-C(T)試験片、0.4T-C(T)試験片及び 1T-C(T)試験片の 4 種類の試験片を用いて試験を行い、 $T_0$  に及ぼす試験片形状・寸法の影響を確認した。

$T_0$  に及ぼす鋼材種類と試験片種類の影響を図 11 に示す。Cu や Ni、P などが多い材料で  $T_0$  が高く、JRW 材の  $T_0$  が最も高温であった。また、 $T_0$  をシャルピー衝撃試験で得られた延性脆性遷移温度  $T_{41J}$  と相関を図 12 に示す。 $T_0$  は延性脆性遷移温度  $T_{41J}$  と相関関係にあることが確認された。

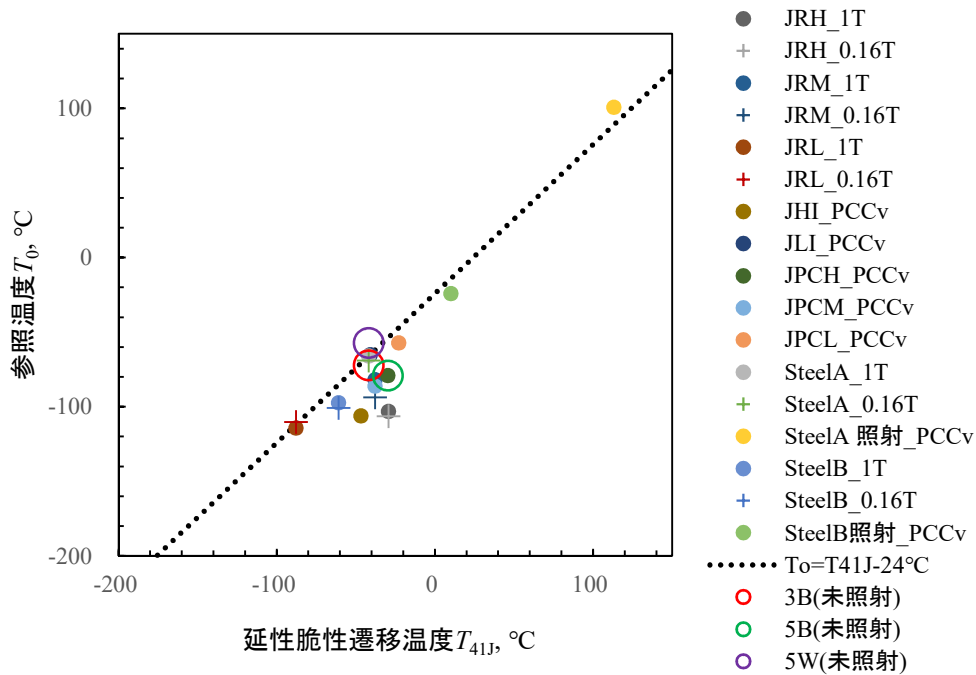
なお、 $T_0$  の板厚内分布を求めたが、シャルピー遷移温度の分布と同様に板厚表面に近いほど低い値（高靱性）となった<sup>10</sup>。



出典) 独立行政法人日本原子力研究開発機構 平成 24 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>10</sup>

図 11 参照温度  $T_0$  に及ぼす鋼材種類と試験片種類の影響

Fig. 11 Reference temperature  $T_0$  depending on test material and specimen type



出典) 独立行政法人日本原子力研究開発機構 平成 26 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書 (一部改変) <sup>12</sup>

図 12 参照温度  $T_0$  と延性脆性遷移温度  $T_{41J}$  との相関

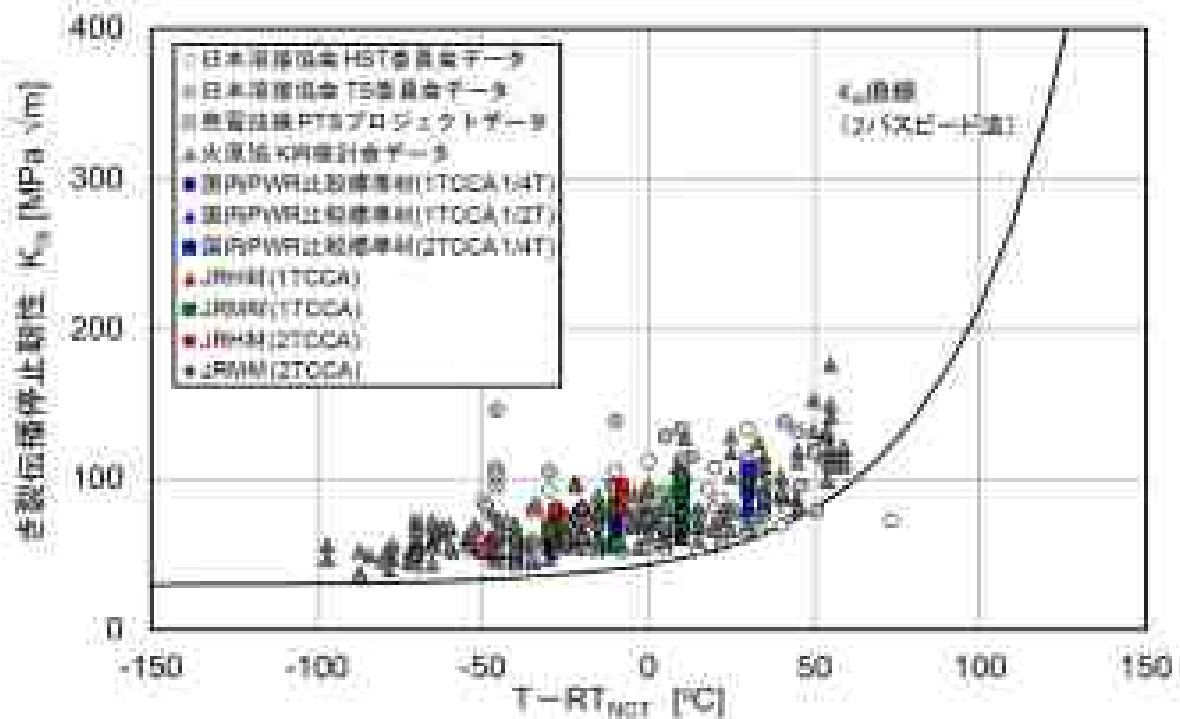
Fig. 12 Correlation between reference temperature  $T_0$  and ductility brittle transition temperature  $T_{41J}$

亀裂伝播停止試験では、未照射の JRH 材及び JRM 材を対象として実施するとともに、 $T_0$  と平面ひずみ亀裂伝播停止破壊靱性 (以下「 $K_{Ia}$ 」という。)、及び計装シャルピーで得られる亀裂伝播停止荷重  $F_a$  と  $K_{Ia}$  の相関について確認した。試験は ASTM E1221 (Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness,  $K_{Ia}$ , of Ferritic Steels) に従い、厚さが 1 インチ及び 2 インチのコンパクト亀裂伝播停止試験片を用いて  $K_{Ia}$  を測定した。その結果、図 13 に示すように、JRH 材及び JRM 材の  $K_{Ia}$  は国内原子炉压力容器鋼材のバラツキの範囲内に分布することが確認された。次に  $K_{Jc}$  に対する  $T_0$  と  $K_{Ia}$  に対する参照温度  $T_{KIa}$  との相関性を検討した。今回取得した JRM 材と JRH 材の  $T_0$  と  $T_{KIa}$  の間には、Wallin<sup>37</sup> 及び Ericksonkirk<sup>38</sup> の式と相関のあることが確認できた。これにより、試験済み監視試験片から 0.16T-C(T) 試験片を採取して  $T_0$  を得ることで、 $K_{Ia}$  の温度依存性を評価できる可能性のあることが示された。

$K_{Ia}$  に関するマスターカーブ参照温度  $T_{KIa}$  と相関があると言われている計装シャルピー試験におけるパラメータ  $T_{Fa4kN}$  について検討した。試験片は 2mmV ノッチ試験片であり、S1 材の板厚 1/4 位置から試験片長手方向が圧延方向と直角となるように採取した。試験では ASTM E2298 (Standard Test Method for Instrumented Impact Testing of Metallic Materials) に従って荷重-変位曲線から亀裂伝播停止荷重  $F_a$  を決定した。計装シャルピー試験における



脆性亀裂伝播停止荷重  $F_{a=4kN}$  となる温度  $T_{Fa4kN}$  と  $T_{KIa}$  との間には相関が認められた。これにより、監視試験を行う際、計装シャルピー試験機を用いることで、 $K_{Ia}$  の温度依存性を評価できる可能性のあることが示された<sup>12</sup>。



出典) 独立行政法人日本原子力研究開発機構 平成26年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>12</sup>

図 13 JRM 材及び JRH 材と国内原子炉圧力容器材の平面ひずみ亀裂伝播停止破壊靱性 ( $K_{Ia}$ ) の比較

Fig. 13 Comparison of plane-strain crack-arrest fracture toughness ( $K_{Ia}$ ), between JRM/JRH and domestic RPV materials

高温予荷重効果試験では、1T-C(T)試験片を用い、低温で再加圧を伴う現象も考慮して試験を実施した。試験条件を表 7 に示す。 $P_{WPS}$  及び  $K_{WPS}$  は予荷重及びそのときの応力拡大係数であり、 $P_2$  及び  $K_2$  は再負荷時の開始荷重及び応力拡大係数を表している。

いずれの条件でも高温時の予負荷後の温度と応力拡大係数が同時に減少する過程では、応力拡大係数がマスターカーブ法で設定される破壊靱性下限界を上回っても脆性破壊が起こらなかった。また、 $K_{WPS}$  が大きい条件の方が  $K_{FRAC}$  も大きくなる傾向となった<sup>13</sup>。

LUCF 条件 (負荷→除荷→冷却→破断まで負荷) では 0.16T-C(T)試験片及び 0.4T-C(T)試験片を追加して試験し、試験片寸法及び高温予荷重効果試験波形の影響を確認した。1T-C(T)試験片及び 0.4T-C(T)試験片では、 $-160^{\circ}C$ における破壊靱性の中央値  $K_{Jc(med)}$  よりも高い  $K_{Jc}$  で破壊した。一方、0.16T-C(T)試験片では、破壊時の応力拡大係数は  $K_{Jc(med)}$  と同程度であり、高温予荷重の効果は顕著に現れなかった<sup>13</sup>。

表 7 高温予荷重効果試験条件

Table 7 Warm pre-stress test conditions

条件	負荷増加×降温			負荷減少×降温		
	$P_{WPS}$ (kN)	$K_{WPS}$ (MPa√m)	$T_{WPS}$ (°C)	$P_2$ (kN)	$K_2$ (MPa√m)	$T_{FRACT}$ (°C)
1	44.7	80	-50	0	0	-130
2	61.5	110				
3						
4				55.9	100	-160
5				14.0	25	
6				32.4	58	

出典) 独立行政法人日本原子力研究開発機構 平成25年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>11</sup>

-160°Cでの破断時の  $K_{Jc}$  と  $K_{WPS}$  を比べると、0.4T-C(T)試験片の  $(K_{Jc}-K_{JWPS})/K_{JWPS}$  が 0.16T-C(T)試験片及び 1T-C(T)試験片のそれに比べて高くなる傾向が認められたが、明確な板厚に対する依存性は認められなかった。本研究では 0.16T-C(T)~1T-C(T)試験片のサイズ範囲のデータしか得られていないため、大きなサイズについても実施した文献データ<sup>39</sup>と比較したが、板厚に対する依存性は明確には認められなかった。0.16T-C(T)試験片と 1T-C(T)試験片の予荷重除荷後の塑性変形領域を比べてみると、 $K_{Jc(limit)}$ 未満の荷重にもかかわらず、0.16T-C(T)試験片では予荷重時にリガメントの大部分が塑性変形したため高温予荷重効果が明確に生じなかったと考えられる。また、予荷重の影響を調べるために、 $K_{Jc}$ の85%まで負荷した場合の試験も行ったが、高温予荷重効果が認められなかった。予荷重のレベルが高温予荷重効果に影響する場合もあることが認められた<sup>13</sup>。

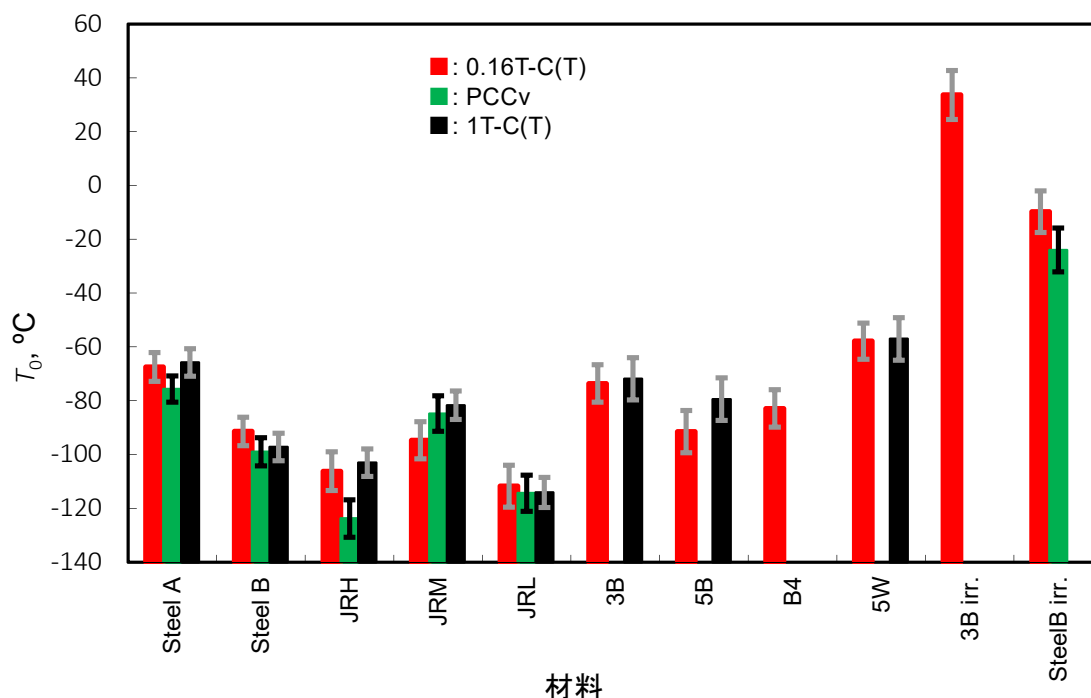
#### 2.2.2 照射材料試験

本試験では、既往研究で使用された照射材及び未照射保管材を供試材として、破壊靱性試験及び引張試験を行った。照射材については 0.16T-C(T)試験片と引張試験片を、未照射保管材については 1T-C(T)試験片、0.16T-C(T)試験片及び引張試験片をそれぞれ試験に用いた。

試験結果から得られた  $T_0$ の試験片サイズの影響を図 14 に示す。照射材を含め全ての材料について、1T-C(T)試験片や PCCv と 0.16T-C(T)試験片の  $T_0$ は評価誤差 ( $\sigma$ ) の範囲内で一致した。1T-C(T)試験片に対するその他の試験片の  $T_0$ を比較すると、PCCv は 1T-C(T)試験片に比してやや低めの  $T_0$ を示す傾向にあるが、0.16T-C(T)試験片に関しては 0.4T-C(T)試験片と同様に 1T-C(T)試験片との差は小さかった。

$T_0$ とシャルピー遷移温度との相関を調べたところ、全ての試験片で未照射材及び照射材とも既往研究のデータのバラツキの範囲内に分布しており、明確な逸脱は認められず、

0.16T-C(T)試験片で照射材を評価できる可能のあることが分かった<sup>13</sup>。



\*バーは  $T_0$  評価のマージン

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 平成27年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>13</sup>

図 14 参照温度  $T_0$  の試験片サイズの影響

Fig. 14 Effect of specimen size on  $T_0$

### 2.3 ステンレス鋼の材料試験

BWR 及び PWR 炉内構造物に亀裂が発見された場合には「技術基準規則 第 18 条」に従い健全性評価を行う必要がある。その際、中性子照射量が  $5 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$  を超える場合には、「実用発電用原子炉及びその附属施設における破壊を引き起こす亀裂その他の欠陥の解釈」(原規技発第 1408063 号(平成 26 年 8 月 6 日原子力規制委員会決定)) (以下「亀裂の解釈」という。)により、日本機械学会「発電用原子力設備規格 維持規格 (2008 年版) (JSME S NA1-2008)」<sup>40</sup> 又は日本機械学会「発電用原子力設備規格 維持規格 (2012 年版) (2013 年追補及び 2014 年追補を含む。)(JSME S NA1-2012/2013/2014)」<sup>41</sup> (以下「維持規格」という。)の適用の際に亀裂進展速度は「中性子照射量  $5.0 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$  を超える場合、照射誘起型応力腐食割れ亀裂進展速度は維持規格の「添付 E-2 き裂進展速度」の「表 添付 E-2-SA-1 オーステナイト系ステンレス鋼の BWR 炉内水質環境中の SCC き裂進展速度 (中性子照射量が  $5.0 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$  ( $E > 1 \text{ MeV}$ ) を超える場合)」の規定によらず、保守的に維持規格の「添付 E-2 き裂進展速度」の「図 添付 E-2-SA-2 オーステナイト系ステンレス鋼 (鋭敏化 SUS304 鋼, 低炭素系ステンレス鋼) の BWR 通常炉内水質環境中の SCC き裂

進展速度線図」の鋭敏化 SUS304 鋼の上限値 ( $9.2 \times 10^{-7}$  mm/s (約 30mm/年)) を適用すること。」としている。

しかし、最新の知見で鋭敏化 SUS304 鋼の上限値を超える中性子照射材の亀裂進展速度が取得されてきていること<sup>3</sup>、また実機炉内環境では炉心からの中性子及び  $\gamma$  線照射による水の放射線分解で発生した過酸化水素等の酸化種の影響で亀裂進展が加速される可能性が指摘されていること<sup>42,43</sup>を考慮すると、亀裂の解釈の亀裂進展速度は必ずしも保守的ではない可能性がある。このため、より実機に近い環境で亀裂進展挙動に対する材料及び水環境への照射の影響を適切に評価する必要がある。

そのため、本研究では、炉内照射下での材料及び水環境に及ぼす照射影響に着目した照射下照射誘起型応力腐食割れ亀裂進展試験を行うことで、照射後試験と照射下試験で得られた亀裂進展挙動を比較し、照射下その場効果の影響を明確化し、照射誘起型応力腐食割れ亀裂進展速度評価の保守性を確認する計画としていた。しかしながら、JMTR での照射試験が平成 28 年度に凍結されたため、本研究においては、未照射材の基礎物性試験及び既往研究で照射した材料を用いた試験を行うとともに、オーステナイト系ステンレス鋼を中心に、PWR 及び BWR の照射材料の諸特性について調査・分析を行い、照射誘起型応力腐食割れの亀裂進展評価について、残された技術的課題について考察した。

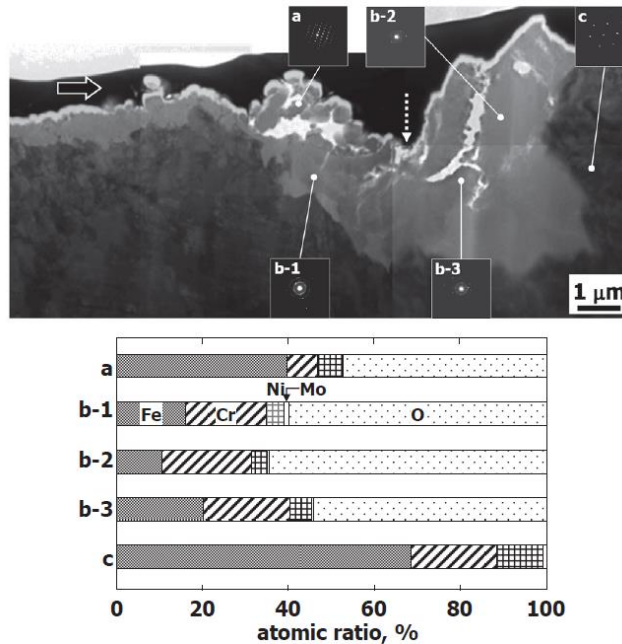
#### 2.4.1 基礎物性試験<sup>(注5)</sup>

C(T)試験片亀裂先端のミクロ組織観察として、SUS316L の未照射の 0.5T-C(T)試験片を用いて、BWR 模擬環境中で一定荷重を負荷し疲労予亀裂先端の酸化物を観察した。観察例として亀裂先端近傍の断面 TEM 明視野像 (荷重 7kN、224 時間浸漬、290°C、溶存酸素濃度 2ppm) を図 15 に示す。亀裂先端の局所変形 (応力集中) した領域の酸化物内層厚さがそれ以外の領域に比較して厚かった。皮膜組成及び亀裂先端の塑性変形により酸化物の形成が促進される等の知見を得た<sup>44</sup>。また、既往研究で照射された材料から製作した SUS316L の C(T)試験片 (照射量: 12~14dpa) による亀裂進展試験後の亀裂先端のミクロ組織観察を行い、局所変形と酸化皮膜が進展速度に影響すること等の知見を得た<sup>45</sup>。

既往研究で照射された材料から製作した微小引張試験片 (試験片: SUS316L、照射量: ~11.6dpa、平行部: 4mm、厚さ: 2mm) を用いて室温大気中で 0.5~2% の塑性ひずみを付与し、照射によって形成された転位チャネルによるステップ及び酸化皮膜の性状 (厚さ、組成) を観察し、酸化皮膜内層は Cr が外層は Fe 及び Ni のスピネル構造であること、皮膜厚さはひずみ及び照射量の増加で厚くなること等の知見を得た<sup>46,47</sup>。

---

(注5) 表 8 の「亀裂進展促進要因の検討」に対応



出典) ステンレス鋼の亀裂先端における高温水中酸化に及ぼす荷重付与の影響<sup>44</sup>  
 図 15 亀裂先端近傍の断面 TEM 明視野像 (荷重 7kN, 224 時間浸漬, 290°C, 2ppm DO)  
 Fig. 15 Cross-sectional observation in the vicinity of the tip of the pre-crack (immersed for 224 hours with 7 kN load in 290°C, 2ppm DO water condition)

### 2.3.2 照射材の材料試験<sup>(注6)</sup>

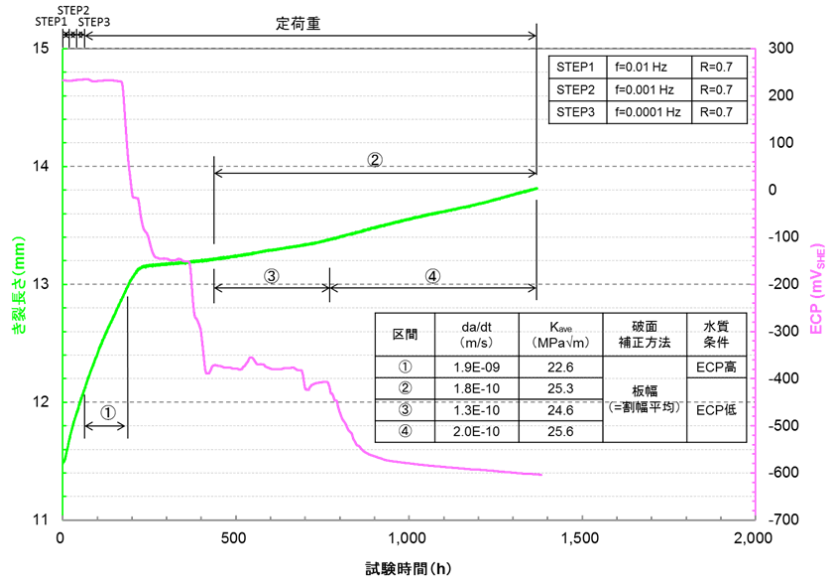
既存照射材として、SUS316L のミルアニール受入れまま材の 0.5T-C(T)試験片 (中性子照射量:  $1.73 \times 10^{25} \text{ n/m}^2 (E > 1 \text{ MeV})$ ) について、照射後亀裂進展試験を行った。

試験開始から高温水環境中で繰り返し荷重負荷による予亀裂 (以下「環境中予亀裂」という。) を導入した。環境中予亀裂導入条件は、応力比約 0.7、周波数 0.01Hz→0.001Hz→0.0001Hz、水質 32ppm DO、亀裂長さ約 0.4mm とした。環境中予亀裂導入後、定荷重制御に移行し腐食電位 (以下「ECP」という。) を溶存酸素濃度が 32ppm (以下「高 ECP 条件」という。)・溶存酸素濃度が 10ppb 以下 (以下「低 ECP 条件」という。) の 2 水準とした環境下での SCC 進展挙動を確認した。試験中の導電率は、入口で  $0.1 \mu\text{S/cm}$  以下、出口で  $0.2 \mu\text{S/cm}$  以下であった。不純物イオン ( $\text{SO}_4^{2-}$ 、 $\text{NO}_3^-$ 、 $\text{Cl}^-$ ) はいずれも 5ppb 未満であった。

照射後亀裂進展試験終了後の試験片について、破面開放した後に走査型電子顕微鏡による破面観察を実施した。試験環境中における亀裂進展領域では粒界割れが観察された<sup>14</sup>。

照射後亀裂進展試験における亀裂長さの時間変化を亀裂進展速度と併せて図 16 に示す。

(注6) 表 8 の「炉内構造物 HAZ の亀裂進展評価における母材の CGR データ適用の保守性確認」に対応

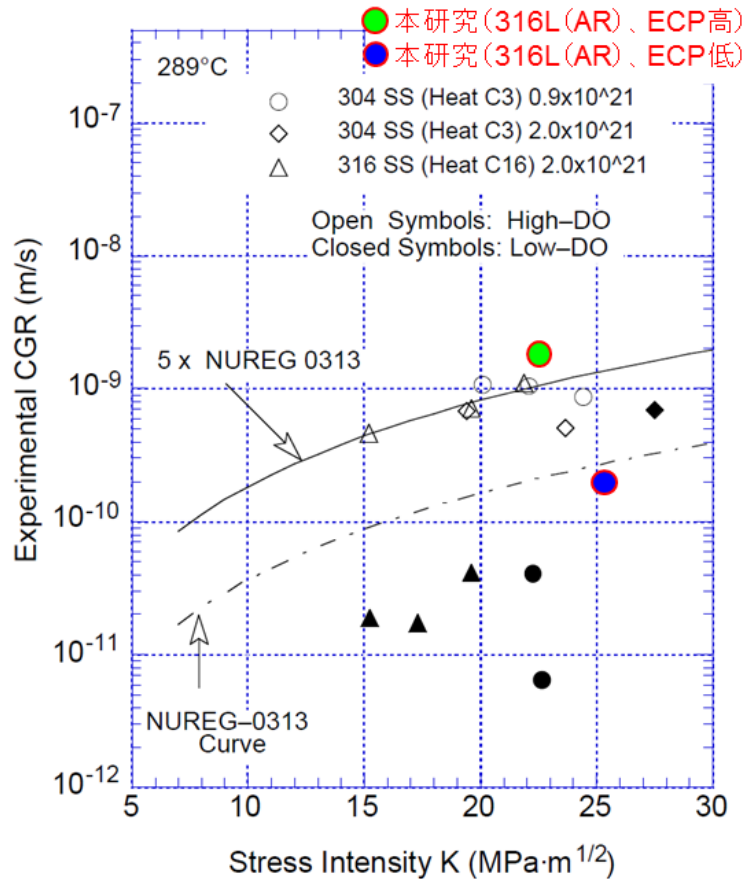


出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 平成 28 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>14</sup>

図 16 照射後亀裂進展試験における亀裂長さの時間変化及び亀裂進展速度 (破面補正後、SUS316L、AR 材、 $1.73 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$  ( $E > 1 \text{ MeV}$ ))

Fig. 16 Time history of crack length and crack growth rate in crack growth tests used irradiated specimen (after modification of fracture surface observation, SUS316L,  $1.73 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$  ( $E > 1 \text{ MeV}$ ))

既存データと比較した結果を図 17 に示す。いずれの比較においても、高 ECP 条件及び低 ECP 条件での亀裂進展速度は文献<sup>48</sup>と同等であった。なお、高 ECP 条件では鋭敏化 SUS304 鋼の上限値 ( $9.2 \times 10^{-7} \text{ mm/s}$ )<sup>40,41</sup> を超える進展速度が得られた。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 平成 28 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>14</sup>

図 17 中性子照射量 ( $1.73 \times 10^{17} \text{ n/m}^2$  ( $E > 1 \text{ MeV}$ )) の亀裂進展速度と文献値との比較

Fig. 17 Comparison of CGR between this study data and literature data for fluence ( $1.73 \times 10^{17} \text{ n/m}^2$  ( $E > 1 \text{ MeV}$ ))

### 2.3.3 照射材における諸特性の分析

亀裂進展速度に関する知見を拡充するため、PWR と BWR の照射材料の諸特性について、公開データを調査・整理してスプレッドシートにまとめるとともに、収集した材料データに基づいて中性子照射量等の材料パラメータとの関連性について分析した<sup>49,50</sup>。

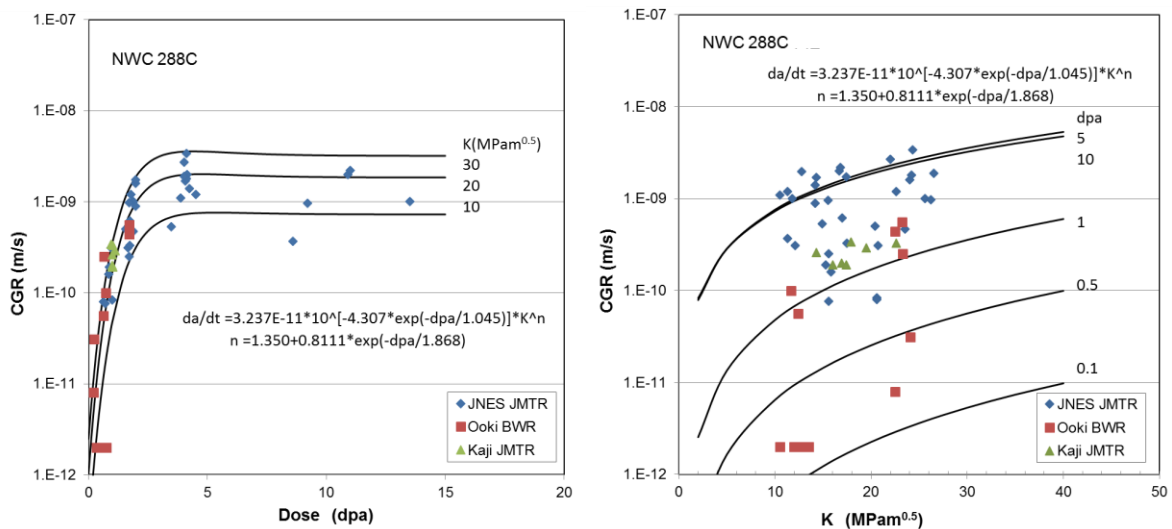
調査対象とするデータの照射温度は、軽水炉の照射温度である 300°C 付近を中心とし、おおよそ 250~370°C の範囲のデータを対象とした。また、試験温度は、健全性評価が冷態時 (室温) でも必要であることから、室温から 370°C を対象とした。

調査対象とする諸特性は、引張特性、破壊靱性、照射誘起型応力腐食割れ感受性、照射誘起型応力腐食割れ発生、照射誘起型応力腐食割れ進展、マイクロ組織及び粒界偏析に係るマイクロ特性をとした。さらに PWR のみクリープ及びスエリングも調査項目に含めた。

照射材料の諸特性の測定値のばらつきの原因となりうる因子について、素材の組成や熱処理、試験片の素材内の採取位置や採取方向、試験片の形状やサイズ、試験条件及び測定

方法などに着目して整理した。

収集整理したデータを用いて、PWR、BWR それぞれの炉内構造物への適用を念頭に、引張特性、破壊靱性、照射誘起型応力腐食割れ発生、照射誘起型応力腐食割れ進展と中性子照射量との関係について検討した。標準水質における BWR の亀裂進展速度に関する検討例を図 18 に示す。



出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 平成 28 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>14</sup>

図 18 SUS304,304L,316 及び 316L の亀裂進展速度と中性子照射量及び応力拡大係数との関係 (BWR, 288°C)

Fig. 18 Neutron dose and K dependence of CGR on SUS 304, 304L, 316, and 316L (BWR, 288°C)

#### 2.3.4 ステンレス鋼材料研究の今後の課題

照射誘起型応力腐食割れの亀裂進展評価について残された技術的課題について考察した結果を表 8 にまとめた。



表 8 本事業で得られた成果と今後の研究課題

Table 8 Achievements in this project and future research issues

検討項目	必要性	既存知見における技術的課題	本事業で得られた成果	今後の課題
① 照射ステンレス鋼の亀裂進展に及ぼす亀裂内の水の放射線分解の影響	照射下高温水中亀裂進展試験により、材料と環境への照射効果の重畳を考慮した総合評価	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Halden炉での実績・知見                             <ul style="list-style-type: none"> <li>→ 数多くの照射下亀裂進展試験実績</li> <li>→ 同条件の照射材を使ったPIEと照射下試験の直接比較が極めて少ない</li> </ul> </li> <li>• JMTRでの実績・知見                             <ul style="list-style-type: none"> <li>→ 中性子照射SUS304母材を用いた照射下試験実績</li> </ul> </li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 既存照射材のPIEデータに基づき、亀裂進展促進に及ぼす放射線分解水質の影響評価に適した試験条件の検討                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ 照射下亀裂進展試験マトリクスを中性子照射量<math>1 \times 10^{25}</math> n/m<sup>2</sup>以下の試験片を用いた条件に重点化</li> </ul> </li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 照射下CGRデータの総合評価に基づく亀裂進展速度の保守性確認</li> <li>• 比較のための低ECP条件CGRデータ(PIE)の拡充</li> </ul>
② 亀裂進展促進と材料(特にHAZ)照射効果の関係評価 ③ 亀裂内環境とバルク水の関係及び亀裂進展促進への影響評価	<p>炉内構造物HAZの亀裂進展評価における母材のCGRデータ(または線図)適用の保守性確認</p> <p>亀裂進展促進要因の検討(メカニズム解明)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• IASCC事業、ENI事業で得られた知見                             <ul style="list-style-type: none"> <li>→ 中性子照射量<math>1 \times 10^{25}</math> n/m<sup>2</sup>では母材とHAZのCGRはほぼ同等(IASCC事業)</li> <li>※ 開先形状が実機と相違、機械的性質等の照射データが十分でない等の制約あり</li> <li>→ 中性子照射量<math>5 \times 10^{24}</math> n/m<sup>2</sup>以下の照射によってHAZの亀裂進展促進(ENI事業)</li> </ul> </li> <li>• その他の既往データ・亀裂進展速度線図からの知見                             <ul style="list-style-type: none"> <li>→ HAZを対象とした検討は限定的</li> </ul> </li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• SUS316L HAZ(H4溶接線模擬: 中性子照射量<math>5 \times 10^{24}</math> n/m<sup>2</sup>)の低ECP条件での長時間亀裂進展試験                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ HAZへのECP低減による亀裂進展抑制効果は母材への効果に比べて小さい</li> </ul> </li> <li>• SUS316L母材(中性子照射量<math>7 \times 10^{25}</math> n/m<sup>2</sup>)の低ECP環境長時間亀裂進展試験                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ 高照射量領域でのECP低減による亀裂進展抑制効果は低照射量領域に比べて小さい</li> </ul> </li> <li>• 照射材特有の変形組織と酸化挙動に関する基礎検討                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ 結晶粒の変形に起因する粒界へのひずみ蓄積(局所変形)が顕著となるしきい照射量(<math>1 \times 10^{25}</math> n/m<sup>2</sup>以上)の確認</li> <li>➢ 引張特性における加工硬化能と結晶粒内の変形組織の関連付け</li> </ul> </li> <li>• 照射材データに基づく傾向式の提案                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ IASCC特性と他の照射データの関係に係る系統的・網羅的検討に着手</li> </ul> </li> <li>• 亀裂進展試験後のCT試験片亀裂先端の酸化皮膜性状の詳細分析                             <ul style="list-style-type: none"> <li>➢ 間接的な亀裂先端の環境評価に着手</li> </ul> </li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• HAZの亀裂進展評価に対する母材の亀裂進展速度線図適用性確認</li> <li>• 照射材の物性値に対して設定した傾向式を用い、亀裂進展促進に係る材料照射効果の系統的な検討</li> <li>• 照射下亀裂進展試験片の亀裂先端の詳細分析に基づくバルク水と亀裂内環境の差異の評価</li> <li>• 亀裂内環境下での水のラジオリシスが亀裂進展促進に及ぼす影響検討</li> </ul>

出典) 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成 28 年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書<sup>14</sup>

## 3. 結論

### 3.1 成果の要点

原子炉压力容器の健全性評価に係る研究において、破壊力学評価に係る試験では、健全性評価手法の保守性を確認するため、実機規模の板厚を有する大型の十字型試験体を用いて、2軸荷重負荷領域のステンレスクラッド下に半楕円亀裂を付与し、熱衝撃を与える試験の成立性を確認した。脆化予測法に係る研究では、ノンパラメトリックベイズ法等を用いた解析ツールを整備し、国内原子炉压力容器鋼の中性子照射データを用いて、中性子照射条件や材料の化学成分など脆化に寄与する因子等について分析した結果、Siの寄与が示唆された。また、高照射量領域の照射データ拡充のため、三次元アトムプローブ観察を行った結果、低Cu材のクラスタ形成においてSiが重要な役割を担っている可能性が示唆される知見を得た。

原子炉压力容器鋼の破壊靱性の評価において、既往研究等で照射した材料及びその未照射材を用いて破壊靱性試験を実施し、限定された条件ではあるが、 $T_{01}$ に及ぼす試験片形状・寸法の影響を確認した。また、未照射材を用いた試験により、高温予荷重効果の知見を取得した。さらに、未照射材及び照射材のシャルピー遷移温度と破壊靱性参照温度の相関があることを確認した。

ステンレス鋼材料試験において、亀裂進展試験後の亀裂先端のマイクロ組織観察を行い、亀裂先端の局所変形と酸化皮膜が進展速度に影響すること等の知見を得た。

### 3.2 目的の達成状況

本研究では、原子炉压力容器の中性子照射脆化について、科学的・合理的な高経年化技術評価及び運転期間延長認可制度に係る劣化状況評価の審査並びに民間規格の技術評価に活用できるよう、健全性評価手法の保守性確認に必要なデータを取得するための試験方法を確立し、計画どおり試験を実施した。試験で得られたデータより、現状の健全性評価手法が保守的である可能性が示唆された。また、照射誘起型応力腐食割れについて、照射材データの調査・分析を行い、亀裂進展データなどの知見を拡充し、ステンレス鋼材料試験の今後の課題について抽出した。

### 3.3 成果の公表等

#### 3.3.1 原子力規制庁の職員が著者に含まれる公表

(1) 論文 (査読付)

- ① Hata, K, Hojo, T, et al., “Grain-boundary phosphorus segregation in highly neutron-irradiated reactor pressure vessel steels and its effect on irradiation embrittlement”, Journal of Nuclear Materials, 投稿予定.

### 3.3.2 委託先等による公表

#### (1) 論文 (査読付)

- ① Ha, Y, et al., “Applicability of Miniature Compact Tension Specimens for Fracture Toughness Evaluation of Highly Neutron Irradiated Reactor Pressure Vessel Steels”, Journal of Pressure Vessel Technology, 140(5), pp.051402, 2018
- ② 笠原 茂樹ほか、「ステンレス鋼の亀裂先端における高温水中酸化に及ぼす荷重付与の影響」、材料と環境、第 68 巻、第 9 号、pp. 240-247、2019 年

#### (2) 国際会議のプロシーディング (査読付)

- ① Ha, Y, et al., “Fracture toughness evaluation of neutron-irradiated reactor pressure vessel steel using miniature-C(T) specimens”, ASME 2017 Pressure Vessels & Piping Conference, PVP2017-65568, 2017
- ② Chimi, Y, et al., “Evaluation of crack growth rates and microstructures near the crack tip of neutron-irradiated austenitic stainless steels in simulated BWR environment”, 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, pp 2255-2270, 2017

#### (3) その他

- ① 笠原 茂樹ほか、「沸騰水型軽水炉炉内構造物用オーステナイト系ステンレス鋼の照射データに関する文献調査とデータ集の作成 (受託研究)」、JAEA-Review、2018
- ② 笠原 茂樹ほか、「加圧水型軽水炉炉内構造物用オーステナイト系ステンレス鋼の照射データに関する文献調査とデータ集の作成 (受託研究)」、JAEA-Review、2019

### 3.4 成果の活用等

本研究で得られた知見の一部が活用されJEAC4201-2007 [2013年追補版] の技術評価が平成27年度に行われ、技術基準規則の解釈が改正された。また、現在行われているJEAC4206-2016及びJEAC4216-2015の技術評価においても、本研究で得られた知見の一部が活用されている。さらに、今後の民間規格の技術評価の技術的判断根拠としても活用が期待される。なお、これらの規格の技術評価の結果は、高経年化技術評価及び運転期間延長認可制度に係る劣化状況評価の審査に活用される。

また、本研究の成果については、高経年化技術評価及び運転期間延長認可制度に係る劣化状況評価の審査に関する技術基盤として活用できる。

### 3.5 今後の課題等

本研究において、実機と同様に 2 軸方向の力が加わる破壊試験方法が確立された。今後、実機により近い材質の供試材を用いて 2 軸方向の力が加わる破壊靱性試験結果と、1 軸方

向に力が加わる破壊靱性試験結果を比較することで、現状の評価方法の保守性を確認することが重要である。

## 参考文献一覧

- 1 福谷耕司他、原子炉容器鋼の照射組織変化、INSS MONOGRAPHS No.1、2001.
- 2 一般社団法人日本電気協会 原子力規格委員会 原子炉压力容器に対する供用期間中の破壊靱性の確認方法 JEAC 4206-2016、2016年.
- 3 K. Takakura, et al., “Crack growth behavior of neutron irradiated L-grade austenitic stainless steels in simulated BWR conditions”, Proc. 14th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS, 2009.
- 4 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成18年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成19年3月.
- 5 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成19年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成20年3月.
- 6 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成20年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成21年3月.
- 7 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成21年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成23年3月.
- 8 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成22年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成24年3月.
- 9 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成23年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成26年3月.
- 10 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成24年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力安全・保安院委託事業）、平成26年3月.
- 11 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成25年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力規制庁委託事業）、平成26年3月.
- 12 独立行政法人日本原子力研究開発機構、平成26年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力規制庁委託事業）、平成27年3月.
- 13 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成27年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力規制庁委託事業）、平成28年3月.
- 14 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成28年度軽水炉燃材料詳細健全性調査報告書（原子力規制庁委託事業）、平成29年3月.
- 15 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成29年度原子力規制庁委託成果報告書報告書 軽水炉照射材料健全性評価研究（原子力規制庁委託事業）、平成30年3月.
- 16 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構、平成30年度原子力規制庁委託成果報告書報告書 軽水炉照射材料健全性評価研究（原子力規制庁委託事業）、平成31年3月.
- 17 独立行政法人原子力安全基盤機構 原子力安全研究評価委員会、評価報告書一平

- 成23年度安全研究成果について一、平成24年4月
- 18 N. Taylor et al, NESC-IV Project Final Report, EUR 21846 EN, 2005.
- 19 David Lidbury, et al., “Validation of Constraint Based Methodology in Structural Integrity – VOCALIST: Project Overview”, 1176, PVP2002.
- 20 Elisabeth Keim, et al., “Validation of Constraint Based Methodology in Structural Integrity – VOCALIST: Analytical Programme”, 1179, PVP2002.
- 21 U. S. Nuclear Regulatory Commission Regulatory Guide 1.99 Revision 2, 1988.
- 22 C. Brillaud, et al., ASTM STP 956, PA, 420-447, 1987.
- 23 M. Erickson, Proceedings of Fontevraud 7, A105-T01, 2010.
- 24 P. Todeschini, et al., Proceedings of Fontevraud 7, A084-T01, 2010.
- 25 M. Kirk, ASTM STP-1547, PA, 20-51, 2012.
- 26 E. D. Eason, et al., ORNL/TM-2006/530, TN, 2007.
- 27 N. Soneda, et al., Journal of ASTM International, 7 (2010) pp. 1-20.
- 28 持橋大地、“最近のベイズ理論の進展と応用[III]：ノンパラメトリックベイズ”，電子情報通信学会誌 93(1), 73-79, 2010.
- 29 D. A. Armstrong, et al., Analyzing spatial models of choice and judgment with R. CRC Press, 2014.
- 30 渡辺澄夫，ベイズ統計の理論と方法，コロナ社，2012年。
- 31 一般社団法人日本電気協会 原子力規格委員会 原子炉構造材の監視試験方法 JEAC 4201-2007 [2013年追補版]、2013年。
- 32 G. R. Odette, et al., Radiation Effects and Defects in Solids, 141:1-4, 189-231, 1998.
- 33 J.M. Hyde, et al., Ultramicroscopy, 111, 440, 2011.
- 34 D. Briggs and M.P. Seah (Eds.), Practical Surface Analysis by Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy, John Wiley and Sons Ltd, Chichester, 1983.
- 35 一般社団法人日本電気協会 原子力規格委員会 フェライト鋼の破壊靱性参照温度 $T_0$ 決定のための試験方法 JEAC4216-2015、2015年。
- 36 一般社団法人日本溶接協会WES1108-1995 “亀裂開口変位(CTOD)試験方法”、1995年。
- 37 K.Wallin, et al., “Master Curve based Correlation between Static Initiation Toughness  $K_{Ic}$  and Crack Arrest Toughness  $K_{Ia}$ ”, 24th MPA-Seminar, 1998.
- 38 M. EricksonKirk, et al., “THE INTERRELATIONSHIPS OF  $K_{Ia}$ ,  $K_{Ic}$ , AND  $J_{Ic}$ , AND THE IMPLICATIONS OF THESE RELATIONSHIPS ON USE OF FRACTURE MODELS OVER THE RANGES OF HARDENING OBSERVED IN FERRITIC STEELS”, PVP2006-ICPVT-11-93651, 2006.
- 39 S. Chapuliot et al., “WPS criterion proposition based on experimental database interpretation”, Fontevraud 7, paper A141, 2010.

- 40 日本機械学会 発電用原子力設備規格 維持規格 (2008年版) (JSME S NA1-2008)、  
2008年.
- 41 日本機械学会 発電用原子力設備規格 維持規格 (2012年版) (2013年追補及び  
2014年追補を含む。) (JSME S NA1-2012/2013/2014)、2012年、2013年、2014年.
- 42 G.S. Was, P.L. Andresen, Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloys in Aggressive  
Nuclear Reactor Core Environments, Corrosion 63 (1), 19-45, 2007.
- 43 S. Hanawa, et al., “Determination of electrochemical corrosion potential along the  
JMTR in-pile loop - II: Validation of ECP electrodes and the extrapolation of measured  
ECP data”, Nuclear Technology 183, 136-148, 2013.
- 44 笠原茂樹、知見康弘、端邦樹、埜悟史, ステンレス鋼の亀裂先端における高温水  
中酸化に及ぼす荷重付与の影響、材料と環境、Vol.68、pp.240-247、2019年9月
- 45 Yasuhiro Chimi, et al., “Evaluation of crack growth rates and microstructures near the  
crack tip of neutron-irradiated austenitic stainless steels in simulated BWR  
environment”, Proc. 18th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in  
Nuclear Power Systems - Water Reactors, The Minerals, Metal & Materials Series.
- 46 Yasuhiro Chimi, et al., “Effects of locally deformed structure on oxide film properties in  
neutron-irradiated austenitic stainless steel”, Proc. 17th Int. Conf. on Environmental  
Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, ANS, 2015..
- 47 Yasuhiro Chimi, et al., “Correlation between locally deformed structure and oxide film  
properties in austenitic stainless steel irradiated with neutrons”, Journal of Nuclear  
Materials 475, 71-80, 2016.
- 48 O. K. Chopra, E. E. Gruber, W. J. Shack, “Crack Growth Behavior of Irradiated  
Austenitic Stainless Steels in High-Purity Water at 289”, Proceedings of 11th  
International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power  
System-Water Reactors, August 2003
- 49 JAEA-Review 2018-012, 笠原茂樹、福谷耕司、越石正人、藤井克彦、知見康弘、  
沸騰水型軽水炉炉内構造物用オーステナイト系ステンレス鋼の照射データに関  
する文献調査とデータ集の作成 (受託研究)、2018年11月.
- 50 JAEA-Review 2018-013, 笠原茂樹、福谷耕司、藤本浩二、藤井克彦、知見康弘、  
加圧水型軽水炉炉内構造物用オーステナイト系ステンレス鋼の照射データに関  
する文献調査とデータ集の作成 (受託研究)、2019年1月.
- 51 ASTM E399-12<sup>63</sup>, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture  
Toughness K<sub>Ic</sub> of Metallic Materials, December 2013

## 執筆者一覧

原子力規制庁 長官官房 技術基盤グループ システム安全研究部門

北條 智博 技術研究調査官

船田 立夫 技術参与

高倉 賢一 技術参与

小澤 正義 主任技術研究調査官