

(写)

電原設第44号
令和5年2月21日

原子力規制委員会 殿

広島市中区小町4番33号
中国電力株式会社
代表取締役社長執行役員 瀧本夏彦

島根原子力発電所2号機 シュラウドサポートの欠陥評価に関する報告について

核原料物質、核燃料物質及び原子炉の規制に関する法律第四十三条の三の十六の規定により、島根原子力発電所2号機第17回定期検査（平成24年1月27日開始）において確認されたシュラウドサポートの欠陥について、欠陥評価結果を添付のとおり報告いたします。

添付

島根原子力発電所 第2号機 シュラウドサポートの欠陥評価について
（実用発電用原子炉の設置、運転等に関する規則 第五十八条 第3項 第一号～第六号に基づく記録）

以上

島根原子力発電所 第2号機

シュラウドサポートの欠陥評価について

(実用発電用原子炉の設置、運転等に関する規則

第五十八条 第3項 第一号～第六号に基づく記録)

1. 目的

島根原子力発電所2号機第17回定期検査（平成24年1月27日開始）において、原子炉圧力容器（以下「RPV」という。）内の点検作業として、水中カメラを用いた目視点検（「BWR炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート]」に基づく点検（MVT-1））を実施していたところ、1箇所のアksesホールカバー（以下「AHC」という。）取付溶接部にひびがあることを確認した。

本書は、「実用発電用原子炉の設置、運転等に関する規則（昭和53年12月28日通商産業省令第77号）」第58条第2項の規定により、AHC取付溶接部に検出されたひびについて、技術基準規則に適合しなくなると見込まれる時期を評価するために、原子力規制委員会「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（令和3年7月21日 原規技発第2107219号）」[1]（以下「亀裂解釈」という。）に則り、日本機械学会「発電用原子力設備規格 設計・建設規格（JSME S NC1-2005 / 2007）」[2]（以下「設計・建設規格」という。）と日本機械学会「発電用原子力設備規格 維持規格（JSME S NA1-2008）」[3]（以下「維持規格」という。）の規定等の方法により、欠陥評価を実施したものである。

2. 評価年月日

2022年12月16日

3. 評価を実施したものの氏名

中国電力株式会社 島根原子力発電所 保守部（原子炉）



4. 評価の対象

AHCの概要を図4-1に、AHC取付溶接部で確認したひびを図4-2に示す。

AHC取付溶接部のひび発生事象の原因究明のため、AHCをEDM^{*1}によりシュラウドサポートプレート（以下「SSP」という。）から切断し、RPV内から回収した後、定期事業者検査（炉心支持構造物検査（特別検査）のうち記録確認検査）を実施した。検査の結果、0°側AHC取付溶接部上面にひびが確認され、0°側および180°側AHCのEDM切断面に線状指示模様が確認された。

その後、回収したAHCを切断調査した結果、AHC周方向ひびから分岐したAHC径方向ひびは、AHC取付溶接部からSSPバタリング溶接部を経て、SSP母材まで進展していた。確認したAHC径方向のひびを図4-3に示す。

AHC径方向ひびの進展状況確認のため、EDM切断後の新たなアクセスホール内面（側面）について、定期事業者検査（炉心支持構造物検査（特別検査）のうち非破壊検査（目視検査））を実施した結果、ひびの様子は確認されなかった。

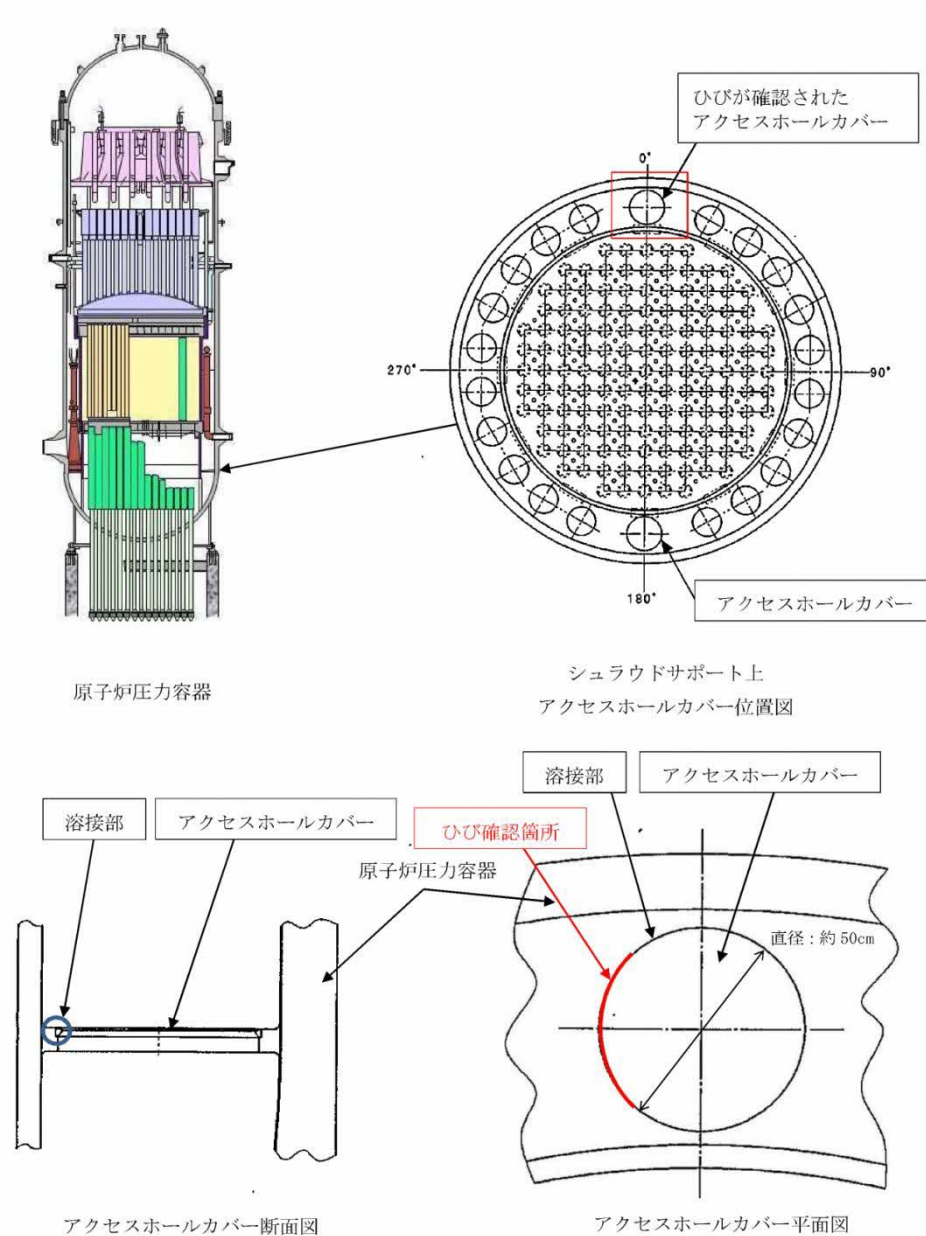
以上を踏まえ、評価すべき亀裂は、AHC径方向ひびとし、大きさはEDM切断後の新たな

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

アクセスホール内径φ mmとした。

※1: EDM (electrical discharge machining: 放電加工)

電極と被加工物との間に短い周期で繰り返されるアーク放電によって、被加工物表面の一部を除去する機械加工の方法



炉内側調査時の断面図

図 4-1 AHC 概要

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。



図 4-2 AHC 取付溶接部に発生したひび

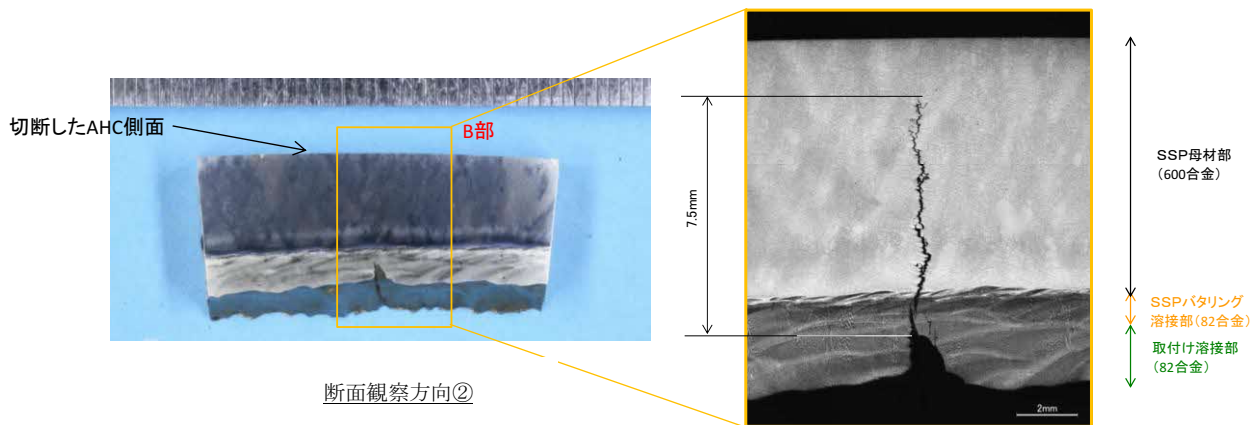
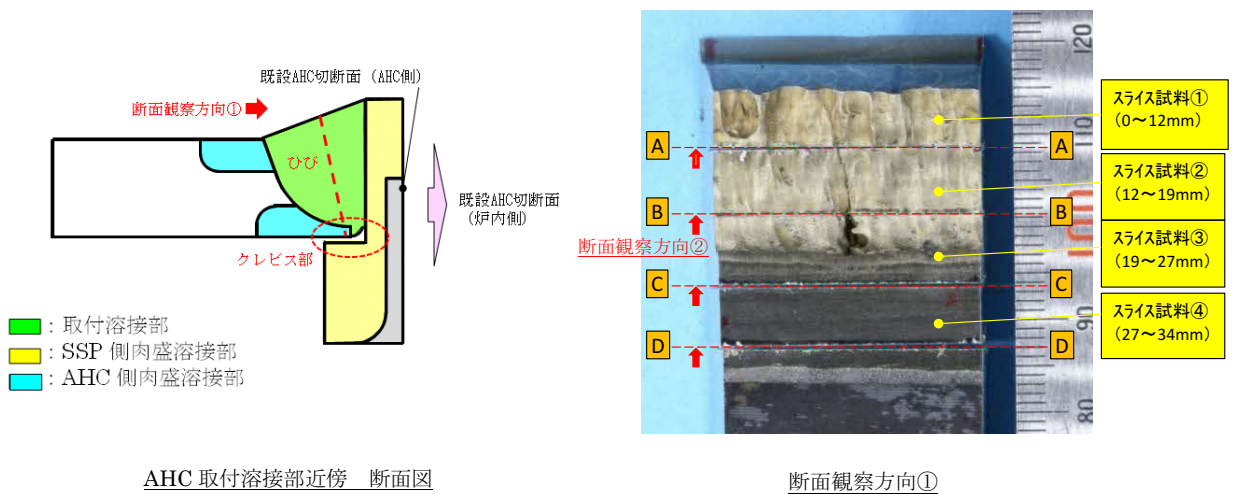


図 4-3 AHC 径方向のひびの一例

5. 発生原因の推定

AHC 取付溶接部は、82 合金で施工されていることを確認した。また、すき間付試験において、N-Bar 値^{※1}が 12 以上の 82 合金であっても強加工した場合には、SCC が発生することが報告されている。

原因調査の結果、「取付溶接部近傍の硬化」が材料因子に、「クレビス部内の水質悪化」が環境因子に、「取付溶接部近傍の引張残留応力」が応力因子に相当し、SCC 発生要因が重畳していたため、AHC 取付溶接部において、クレビス部を起点とし、周方向のひびが進展しやすい状況であったと判断した。

また、径方向のひびについては、その形状等により、周方向のひびが発生・進展する過程において、枝分れしたものと判断した。

詳細な原因調査内容については、添付資料（I）に示す。

※1：耐 SCC 性を表す指標で、数値が大きい程、耐 SCC 性に優れる。

6. 評価の方法

シュラウドサポートの欠陥評価の方法は、「亀裂解釈」に準拠し、維持規格の「添付 EJG-B-1-1 シュラウドサポートの欠陥評価」を基本に、以下の方法にて実施する。

(1) 評価期間

シュラウドサポートを 60 年間使用することを仮定し、運開後から現在まで約 30 年経過していることから、評価期間を 30 年とした。

(2) 想定する亀裂

以下のとおり亀裂のモデル化を行った。

①AHC 周方向ひび

評価が厳しくなるよう、初期状態から AHC 周方向のひびが全周に渡って進展した状態を想定し、アクセスホール部分 2 箇所の貫通孔としてモデル化した。貫通孔の直径は、実際にひびが確認された AHC 取付溶接部の直径より大きくなるよう、RPV 内面とシュラウドサポートシリンダ（以下「SSC」という。）外面の両方に接する貫通孔とした。（図 6-1 参照）

②AHC 径方向ひび

EDM 切断後の新たなアクセスホール内面（側面）にひびが確認されなかったことから、AHC 径方向ひびの進展範囲は、EDM 切断後の新たなアクセスホール内径 φ mm 内に収まっていた。

SSP 内の亀裂進展については、シュラウドサポートの構造健全性に与える影響が小さいことから、余寿命への影響が大きい SSC 水平方向への亀裂進展を想定した。

※1

したがって、AHC 径方向ひびは、EDM 切断後の新たなアクセスホール内径 φ mm 内に収まっており、SSC 外表面に到達していないが、初期状態として、

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

SSC 内面まで貫通した状態を想定した。SSC 水平方向貫通亀裂を図 6-1 および図 6-2 に示す。

※1：原子力安全推進協会「BWR 炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート]」付録C 補足資料1の4. 項に「シリンダの軸方向溶接部及びプレート」の径方向溶接部の破損はシュラウドサポートの構造健全性に有意な影響を及ぼさない」「H8 及び H9 溶接部の径方向亀裂はシュラウドサポートの構造健全性に有意な影響を及ぼさない」「H8 及び H9 溶接部の周方向の亀裂はシュラウドサポートの構造健全性に及ぼす影響は大きくない」とあることから、炉心支持機能への影響が大きい SSC の水平方向の亀裂進展を想定した。

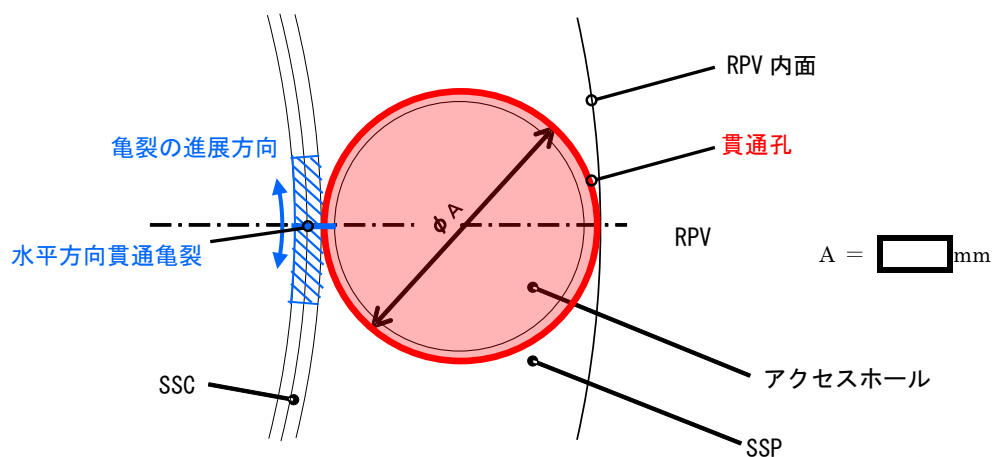


図 6-1 想定亀裂（平面図）

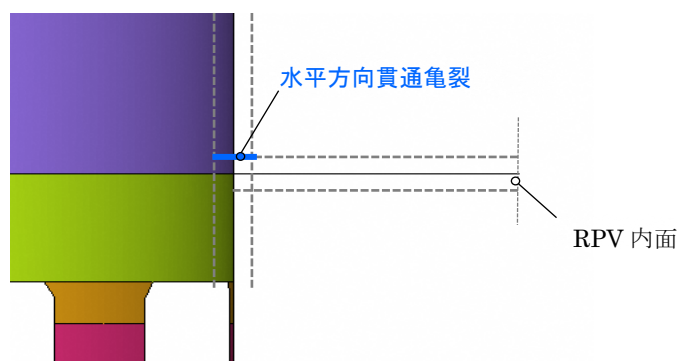


図 6-2 想定亀裂（断面図）

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

(3) 亀裂進展

維持規格の「添付 EJB-B-1-1 シュラウドサポートの欠陥評価」に記載の亀裂進展速度 63mm/年は 182 合金の上限亀裂進展速度であるが、島根 2 号機の SSC の材料は NCF600 であることから、評価では「ASME C-8512」に記載の NCF600 の上限の亀裂進展速度 11.1mm/年^{※2}を適用した。

初期状態としては、保守的にアクセスホールから SSC に貫通亀裂があるものとし、当該貫通亀裂が SSC 水平方向に片側で 11.1mm/年、両側で 22.2mm/年の速度で進展するものとした。

このため表 6-1 に示すとおり、30 年経過後の亀裂寸法は 666mm となることから、0° 側および 180° 側の 2 箇所各々 666mm の亀裂を想定することとした。

表 6-1 想定亀裂

亀裂進展経路	亀裂進展速度	想定経過年数	亀裂寸法
SSC 水平亀裂 (2 箇所)	ASME NCF600 11.1mm/年	30 年	666mm

※2：「ASME C-8512」に記載のある NCF600 の亀裂進展速度は、以下の 2 種類である。

① 深さ方向（板厚方向）への亀裂進展速度：応力拡大係数に依存（上限値 11.1mm/年）

② 亀裂表面点から表面方向への亀裂進展速度：11.1mm/年（一定値）

①については、初期状態から貫通亀裂を想定していることから、考慮不要である。また、水平方向の亀裂進展は、板厚内部ではなく表面点から進行すると考えられることから、どの深さにおいても SSC 水平方向へ②の亀裂進展速度で一様に進むと考えることは保守的な想定となっている。

(4) 破壊評価

a. 破壊評価の方法

シュラウドサポートに使用されているニッケル基 600 系合金 (母材: NCF600) はステンレス鋼と同様に延性に優れている (添付資料 (II) 参照)。このことから、シュラウドサポートの構造健全性の評価は、亀裂解釈の「別紙 3 シュラウド等の欠陥評価方法について」の 4. (3) ①に基づき、維持規格「添付 E-JG-B-1-2 シュラウドサポートの最小必要断面積の算出手法」において適用されている「添付 E-16 2 倍勾配法」により、評価を行った。なお、60 年中性子積算照射量は $3 \times 10^{24} \text{n/m}^2$ 未満 ($E > 1 \text{MeV}$ の場合)、 $7.5 \times 10^{24} \text{n/m}^2$ 未満 ($E > 0.1 \text{MeV}$ の場合) であるため、線形破壊力学評価法の適用は不要である。

(a) 解析条件

ア. 解析コードおよび解析モデル

解析は、三次元汎用有限要素法解析コード ABAQUS ver. 6.11-1 により、大変形弾塑性解析を実施した。図 6-3 に実機シュラウドサポートの構造概要を、図 6-4 に解析モデルを示す。

解析モデルは、シュラウドサポートから炉心シュラウド下部胴、下部リングおよび中間胴まで模擬し、三次元シェル要素による全周 (360°) モデルとした。なお、SSP には、 0° および 180° のアクセスホール (ϕ mm) 2 箇所
に全周亀裂を想定した貫通孔ならびにジェットポンプの開口を設けた。

境界条件は、シュラウドサポートレグ下端 (H11 継手) および SSP 外周部 (H9 継手) を完全固定条件とした。

なお、水平力およびモーメントによって生じる炉心シュラウドおよびシュラウドサポートの塑性崩壊は、水平方向変位に顕著に表れることから、燃料を水平方向に支持する位置であって、水平方向変位が大きい位置となる、炉心シュラウド中間胴の上端中心 (解析モデル上端中心: 図 6-4 の参照節点) を炉心シュラウドおよびシュラウドサポートの代表とし、水平方向の荷重-変位曲線を評価に用いた。

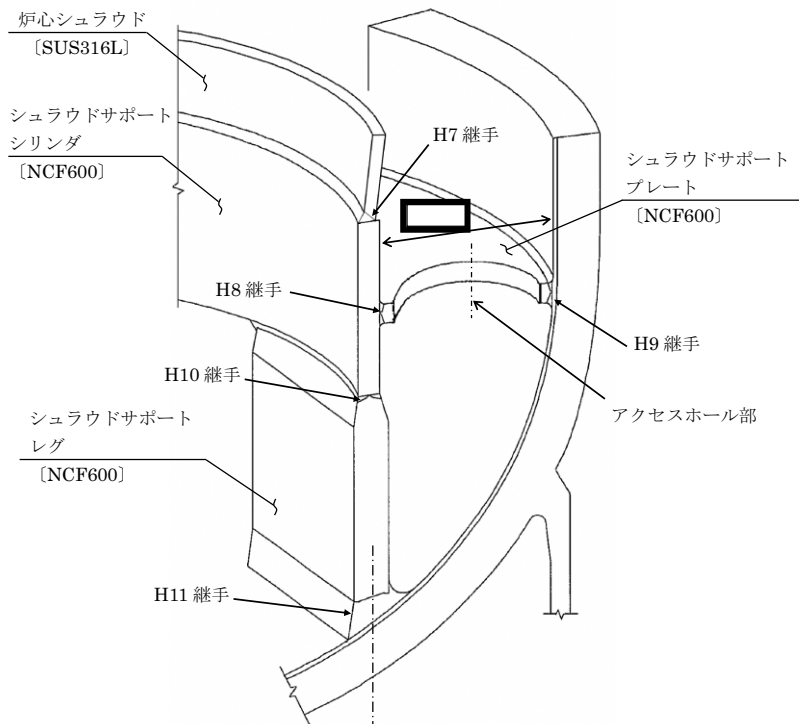


図 6-3 シュラウドサポート構造概要

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

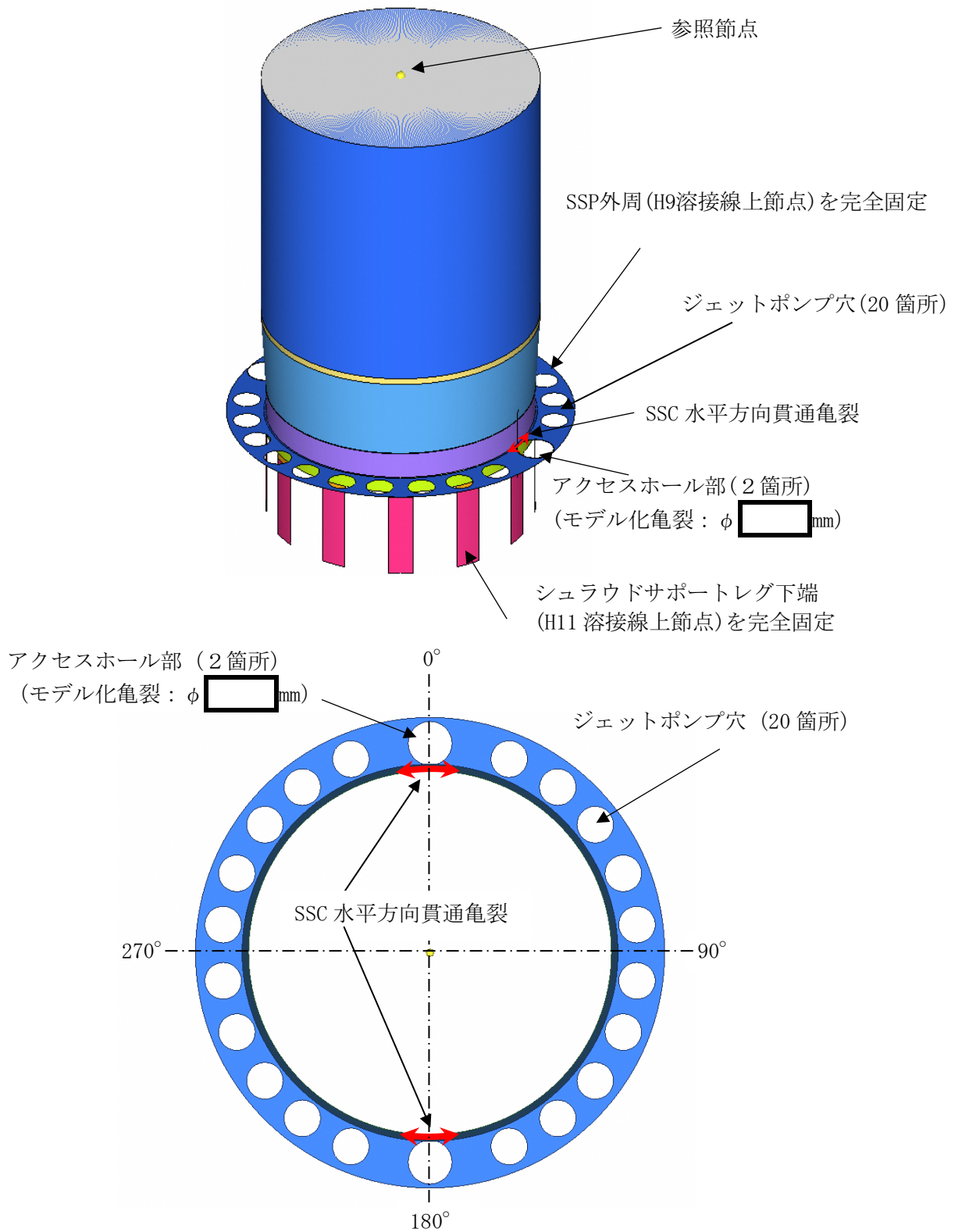


図 6-4 解析モデル

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

イ. 荷重条件

表 6-2 に荷重条件を示す。維持規格の「添付 E JG-B-1-2」の 3. (4) 項に示すとおり、破壊評価において支配的な荷重である水平力 H およびモーメント M の Ss 地震荷重は Sd*地震荷重の 1.5 倍以上となることから、Ss 地震荷重を比例倍させる地震荷重とした。

解析は、死荷重および差圧に加えて、比例倍した地震荷重を負荷している。この地震荷重を比例倍したときの倍率（荷重倍率）と変位の関係（以下「荷重-変位曲線」という。）を求めた。

表 6-2 荷重条件

		鉛直力 V (kN)	水平力 H (kN)	モーメント M ^{※6} (kN・m)
供用状態 A、B の荷重	死荷重			
	差圧			
地震荷重 ^{※1、※2}	Sd ^{※3}			
	Ss ^{※4、※5}			

※1：シュラウドサポート上端部に作用する地震荷重

※2：地震動の向きは保守的な評価結果となるよう、鉛直方向は死荷重と同方向とし、水平力はアクセスホール部のある 0° -180° 方向とした。

※3：弾性設計用地震動 Sd に基づく荷重および静的荷重を上回る設計荷重

※4：基準地震動 Ss に基づく荷重を上回る設計荷重

※5：Ss 地震荷重は Sd*地震荷重の 1.5 倍以上であることから、Ss 地震荷重を評価に用いる。

※6：シュラウドサポート上端部で所定のモーメントとなる高さに水平力を負荷した。

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

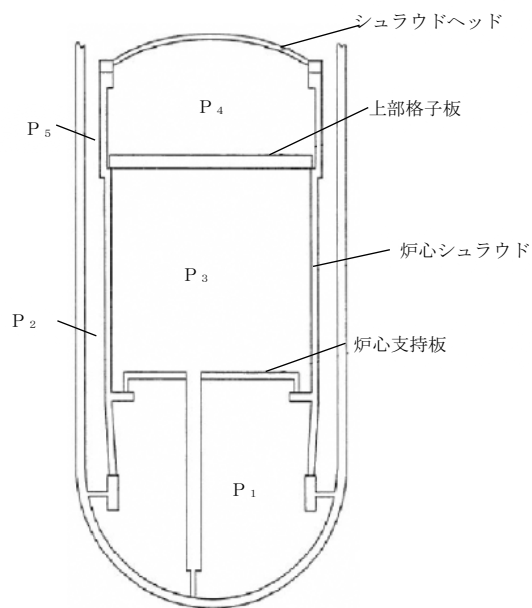
表 6-3 差圧荷重^{※1}

記号 (右図参照)	荷重値 ^{※2}
$P_{12} = P_1 - P_2$	
$P_{32} = P_3 - P_2$	

※1：上記に加えて、以下の部位に差圧によって生じる鉛直方向力を付加。

- ・ 上部格子板
- ・ 炉心支持板
- ・ ジェットポンプ穴端
- ・ アクセスホール端

※2：島根原子力発電所第2号機 工事計画届出書
(第12回定期検査 炉心シュラウド修理工事)
IV-3-1-1「炉心シュラウドの応力計算書」
表2-6による。



ウ. 物性値

物性値は、設計・建設規格に基づき設定した。解析に用いた物性値を表6-4に示す。

解析では弾完全塑性体を用いるが、解の収束性を考慮して縦弾性係数 E の 1/1000 の加工硬化係数を与えた。また、Ss 地震荷重は供用状態 D における荷重に相当することから、設計・建設規格 CSS-3160(3)に従い、降伏点を設定した。

表 6-4 物性値^{※1}

材質	弾完全塑性体の降伏点 (MPa)	縦弾性係数 E (MPa)	加工硬化係数 (MPa)	ポアソン比 ν
SUS316L (炉心シュラウド)	219 Min(2.3Sm, 0.7Su)	176100	176.1 (E/1000)	0.3
NCF600 (シュラウドサポート、H7 溶接部含む)	350 Min(2.3Sm, 0.7Su)	198100	198.1 (E/1000)	0.3

※1：通常運転時の最高温度 °C における値とした。

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

エ. 評価

維持規格の「添付 E JG-B-1-2」の 3. (4) 項に基づき、弾塑性解析により求めた荷重－変位曲線と弾性勾配の 2 倍の勾配の直線との交点（2 倍勾配交点）の荷重を崩壊荷重とする。ただし、2 倍勾配交点の変位量が荷重－変位曲線の最大荷重の変位量を超えた場合は、維持規格の解説 E-28^{※3} より、荷重－変位曲線の最大荷重点を評価に用いる。

SSC の最小必要断面積は、「維持規格 添付 E JG-B-1-2 3. (5) 項」に規定されている安全率 1.5 を踏まえ、崩壊荷重における荷重倍率が 1.5 となる断面積とし、評価期間中の SSC の断面積が最小必要断面積以上となることを評価する。

また、最小必要断面積に到達する時期を評価する。

※3：維持規格の解説 E-28 において『崩壊荷重の交点が荷重－変位曲線の最大荷重点を過ぎたあとの変位は、破断に至る過程にあり、亀裂の進展量は大きい。このような最大荷重を過ぎたあとの変位量を強度評価や機能評価に用いるべきではない』とされている。

7. 評価の結果

崩壊荷重における荷重倍率の推移を図7-1に、想定経過年数30年時点における荷重倍率－変位線図を図7-2に示す。

SSCの最小必要断面積は約514900mm²となり、評価期間である想定経過年数30年時点の断面積約733300mm²の方が大きくなることから、AHC取付溶接部のひびは規則不適合欠陥に該当しない。

また、最小必要断面積に到達する時期を評価した結果、技術基準規則に適合しなくなると見込まれる時期は約112年となった。

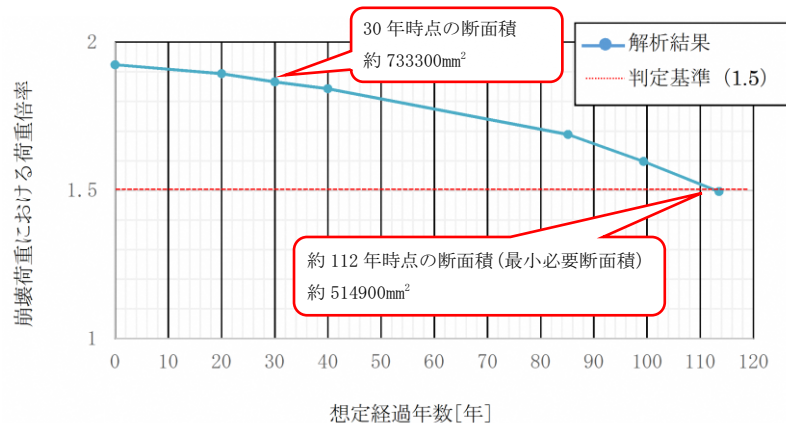


図 7-1 崩壊荷重における荷重倍率の推移

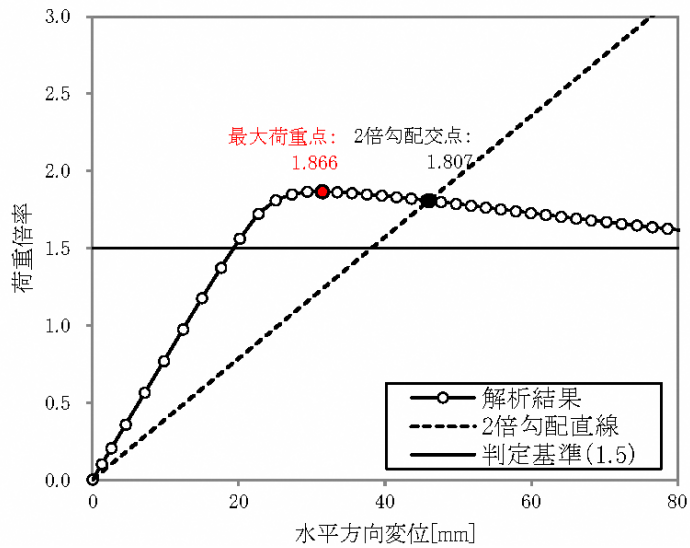


図 7-2 荷重倍率—変位線図（想定経過年数 30 年時点）

8. 補修等の措置

前項の評価の結果、技術基準規則に適合しなくなると見込まれる時期は約 112 年であるため、本評価の結果に基づいた補修等の措置を講じない。

なお、今回事象に対する再発防止対策として、ひびが生じた AHC を取り去り、相手側である SSP にひびがないことを確認したうえで、新規の AHC（ボルト締結式）への取替えを実施している。

9. 参考文献

- [1] 原子力規制委員会 平成 26 年 8 月 6 日 原規技発第 1408063 号「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制定について」（改正 令和 3 年 7 月 21 日 原規技発第 2107219 号）
- [2] 日本機械学会 発電用原子力設備規格 設計・建設規格（2005 年版(2007 年追補を含む)）＜第 I 編 軽水炉規格＞ JSME S NC1-2005 / 2007
- [3] 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
- [4] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI 2021 edition Nonmandatory Appendix C C-8512 「Alloy 600 and Associated Weld Materials Alloys 182 and 132 in BWR Environment」

10. 添付資料

- (I) 島根 2 号機 アクセスホールカバー取付溶接部におけるひび発生について
- (II) ニッケル基 600 系合金の延性について

以上

島根 2 号機 アクセスホールカバー取付溶接部におけるひび発生について

1. はじめに

島根 2 号機アクセスホールカバー（以下「AHC」という。）取付溶接部におけるひび発生について、原因調査として、要因分析に基づきサンプル調査等を行ってきたが、一連の調査が完了したため、原因調査を取りまとめた内容を記載する。

2. 事象発生の状況

島根原子力発電所 2 号機は、第 17 回定期検査（平成 24 年 1 月 27 日開始）において、原子炉圧力容器内の点検作業として、水中カメラを用いた目視点検（BWR 炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート]に基づく点検（MVT-1））を実施していたところ、1 箇所 AHC 取付溶接部にひびがあることを平成 29 年 2 月 16 日に確認した。AHC の概要を添付資料（1）に、AHC 取付溶接部に発生したひびを添付資料（2）に示す。

【AHC の点検時期について】

AHC に対する点検は、JSME 維持規格に基づく点検（定期事業者検査：VT-3）と BWR 炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート]に基づく点検（自主点検：MVT-1）の 2 つがあるが、以下の理由により、いずれも今回初めて点検を実施した。

① JSME 維持規格に基づく点検（定期事業者検査）

JSME 維持規格（2004 年版）より、AHC の点検は標準検査（VT-3）として追加された。

島根 2 号機においては、「発電用原子力設備における破壊を引き起こすき裂その他の欠陥の解釈について」の附則において“既に開始されている定期検査および検査プログラムについては従前の例による”旨が記載されていたことから、供用期間中検査 10 年計画の第 3 検査間隔から JSME 維持規格（2008 年版）を適用し、検査箇所に AHC を追加した。

なお、当初第 19 回定検で当該検査を計画していたが、長期停止に伴い暦年で求められている 30 年高経年化技術評価に伴う炉内構造物点検を今停止中（第 17 回定検）に実施する必要が生じたため、シュラウドサポートの点検に合わせて実施した方が作業の効率化が図れることから、第 17 回定検へ前倒しするよう計画を見直した。

②BWR 炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート] (自主点検)

BWR 炉内構造物点検評価ガイドライン[シュラウドサポート]には第2版（平成17年3月）より、AHCの目視試験（MVT-1）が追加された。

同ガイドラインにおいて、高経年化技術評価時期を考慮し、“プラント供用開始時点から暦年で30年を経過するまでに初回点検を実施する”ことが規定されていることから、島根2号機においては、今停止中(第17回定検)に同ガイドラインに基づく検査（MVT-1）を実施する計画とした。

3. 原因調査

応力腐食割れ（以下「SCC」という。）は、材料因子、環境因子および応力因子が重畳する条件下で発生することが知られている。以下に示す通り、AHC 取付溶接部で発見されたひびは、「取付溶接部近傍の硬化」が材料因子に、「クレビス部内の水質悪化」が環境因子に、「取付溶接部近傍の引張残留応力」が応力因子に相当することから、SCC によるものと判断した。以下、調査内容を示す。

(1) 調査項目

a. 当初の調査項目

本事象について要因分析を行った結果、6項目の要因が抽出された。

表1に抽出された6項目の要因および同項目に対する調査内容（机上調査、モックアップ試験による調査およびサンプル調査）を示す。詳細は、添付資料（3）の要因分析 FT (Fault Tree) 図に示す。

表1 要因分析および主な調査項目一覧

要因	主な調査項目
延性割れ (材料、過大応力)	【机上調査】設計検討書／記録／ミルシート等による確認 【サンプル調査】破面形態の確認、実機使用材質の確認
疲労割れ (圧力・温度過渡、振動)	【机上調査】設計検討書／記録等による確認 【サンプル調査】破面形態の確認
応力腐食割れ (材料、環境、応力)	【机上調査】文献／記録／ミルシート等による確認 【モックアップ】クレビス部寸法の確認／溶接による引張残留応力の影響の確認／溶接金属部の希釈率の確認／溶接部近傍の機械加工による残留応力の確認／溶接部における硬さの確認 【サンプル調査】破面形態の確認／溶接金属部の希釈率の確認／グラインダ等の表面加工の影響の確認／取付溶接による硬さの影響の確認／クレビス部寸法の確認／手直し溶接の有無の確認／溶接による表面酸化の有無および状況確認
腐食 ^{※1} (材料、環境)	【机上調査】文献／記録／ミルシート等による確認
脆化 (中性子照射脆化、熱脆化)	【机上調査】文献／記録等による確認
溶接不良／溶接欠陥 (溶込不足、過度の酸化、高温割れ、低温割れ、その他)	【机上調査】文献／記録等による確認 【モックアップ】割れ等の発生有無の確認 【サンプル調査】破面形態の確認

※1 : SCC 以外 (以下同様)

b. 追加調査項目

平成30年3月までの調査結果を踏まえ、実施した追加調査項目を以下に示す。
なお、以下の(a)エ.～カ. および(b)については直接的な原因究明ではないが、ひびの進展状態を確認するために実施した。

(a) サンプル調査

- ア. クレビス部形状確認 (180° 側 AHC)
- イ. 溶け込み不足先端硬さ測定
- ウ. クレビス部内へこみ部詳細観察
- エ. ひびの進展状態確認 (0° 側 AHC: 288°)
- オ. ひびの進展状態確認 (0° 側 AHC: 243°)
- カ. ひびの進展状態確認 (0° 側 AHC: 端面②-1)

(b) 炉内側調査

- ひびの進展状態確認 (0° 側および180° 側 SSP)

(2) 机上調査

机上調査の調査内容および調査結果を表2に示す。

表2 机上調査結果

要因	調査内容	調査結果	
延性割れ (材料、過大 応力)	設計検討書の 確認	差圧荷重による評価を実施し、強度上問題のないことを確認した。	
	記録の確認	運転記録から異常な過渡変化がないことを確認した。 溶加材は溶接施工法指定のものであることを確認した。	
	ミルシートの 確認	ミルシートおよび溶接施工記録より、母材は設計指定、溶加材は溶接施工 法指定のものであることが確認された。	
疲労割れ (圧力・温度 過渡、振動)	設計検討書の 確認	溶け込み不足をき裂とみなし、疲労き裂進展評価を行ったが、進展量は非 常に小さく、貫通には至らないことを確認した。 差圧荷重による評価を実施し、強度上問題のないことを確認した。	
	記録の確認	運転記録から異常な過渡変化がないことを確認した。 建設時の「原子炉内部構造物 流動振動確認点検」により、疲労割れを発生 させるような振動源がないことを確認した。	
応力腐食割れ (材料、環境、 応力)	記録の確認	供用期間中の炉水導電率、炉水塩化物イオンおよび硫酸イオン濃度は、基 準値以下のレベルで安定して推移していることを確認した。 定格負荷相当年数に基づき評価した結果、当該部位の中性子照射量は $5.8 \times 10^{17} \text{n/m}^2$ 程度であり、ステンレス鋼の IASCC 感受性が高まるしきい値 ($>5 \times 10^{24} \text{n/m}^2$) よりも約7桁低いことを確認した。 運転時の炉水温度は 100°C 以上であり、応力腐食割れが発生しうる環境で あることが確認された。 溶接記録、検査記録、現場状況等から、少なくとも2分割の半周ずつの溶 接を行っていることが確認された。	
		ミルシートの 確認	使用材料の化学成分は規格値を満足していることを確認した。
		文献の確認	Ni 基合金における隙間寸法と SCC 発生に関係性があることを確認した。 すき間付試験において、N-Bar 値 ^{※2} が12以上の82合金であっても強加工 した場合には、SCC が発生することを確認した。
	腐食 (材料、環境)	文献の確認	N-Bar 値が12以上のNi基合金は安定化熱処理を施さなくても耐食性に優 れていることを確認した。
脆化 (中性子照射 脆化、熱脆化)	記録の確認	当該部位の照射量は $5.8 \times 10^{17} \text{n/m}^2$ 程度であり、ステンレス鋼の照射硬化を 生じる線量 ($1 \times 10^{24} \text{n/m}^2$ 弱) より6桁低いことを確認した。	
	文献の確認	BWR 炉内環境では、Ni 基合金の熱脆化は問題とならないことを確認した。	
溶接不良/溶 接欠陥 (溶込不足、 過度の酸化、 高温割れ、低 温割れ、その 他)	記録の確認	溶接記録、検査記録、現場状況等から、少なくとも2分割の半周ずつの溶 接を行っていることが確認された。 初層・中間層・最終層の各段階において、適切に非破壊試験が実施されて いることを確認した。 溶接記録(寸法記録含む)から、指示通り施工されていることを確認した。 実績のあるTIG溶接が採用されていること、および過去の同じ溶接方法の 溶接施工確認試験結果に基づき溶接施工法データシートが作成されてい ることを確認した。 溶接士についてはNi基合金の通商認可資格を有した溶接士であり、溶接 技量を有していることを確認した。	
		文献の確認	文献調査およびミルシートより、高温割れおよび低温割れの感受性は低い ことを確認した。

※2：Ni 基合金材における SCC 発生の可能性をあらわすパラメータであり、実験結果によれば N-Bar が12以上であれば SCC の感受性が低く、SCC 発生の可能性が低いとされる。

(3) モックアップ調査

モックアップ調査の結果を表3に、作成したモックアップの概要を添付資料(4)に示す。

表3 モックアップ調査結果

要因	調査項目	調査結果
応力腐食割れ (材料、環境、応力)	クレビス部寸法の確認	クレビス部の寸法は、開口幅が0.1~0.2mm、深さが2.5~3.1mm および開口幅が0.26mm、深さが3.7mm であり、実機 AHC 溶接部でも同規模のクレビスが発生する可能性が考えられることを確認した。
	溶接による引張残留応力の影響の確認／溶接部近傍の機械加工による残留応力の確認	AHC 下面で径方向の引張応力を確認し、実機で見られた周方向ひび発生の可能性が示された。 溶接部を周方向に切断することにより、き裂の幅の変化を測定した。切断角度 180° において、約 0.4mm の開口が確認された。実機においても、周方向へのき裂の進展に伴ってき裂の幅が広がった可能性が考えられることを確認した。
	溶接金属部の希釈率の確認	取付溶接後の最大希釈率に基づき、実機 AHC バタリング部の N-Bar を試算した場合でも、N-Bar の値は 12 以上と評価された。
	溶接部における硬さの確認	取付溶接後の硬さは、取付溶接部のクレビス部の近傍で硬さが最も高く (300Hv 以上)、また、表面から 0.4mm 以上離れた位置でも取付溶接前の硬さに比べて硬い。
		クレビス外のバタリング部および取付溶接部上面の硬さ上昇はクレビス部近傍と比べて小さかった。
	取付溶接後の板厚内における硬さ分布には、取付溶接部に近づくに従い硬さが増加する傾向が見られた。	
溶接不良／溶接欠陥 (溶込不足、過度の酸化、高温割れ、低温割れ、その他)	割れ等の発生有無の確認	実機と同様に円盤形状の AHC を溶接したモックアップでも高温割れおよび低温割れは発生しないことを確認した。
		取付溶接部の断面に融合不良または酸化スケールの巻き込みと考えられる溶接欠陥が確認された。
		過度な酸化は確認されなかった。

(4) サンプル調査

a. 既設 AHC の回収切断

島根 2 号機 AHC における取付溶接部のひび発生事象の原因究明のため、既設 AHC を EDM^{※3}によりシュラウドサポートプレートから切断し、原子炉压力容器内からオペレーションフロア（原子炉建物地上 4 階）に引き上げを行った。

新設 AHC の取付を考慮して、切断位置は、シュラウド側の取付溶接部の一部を切断することとした。図 1 に AHC 切断位置の概要を示す。

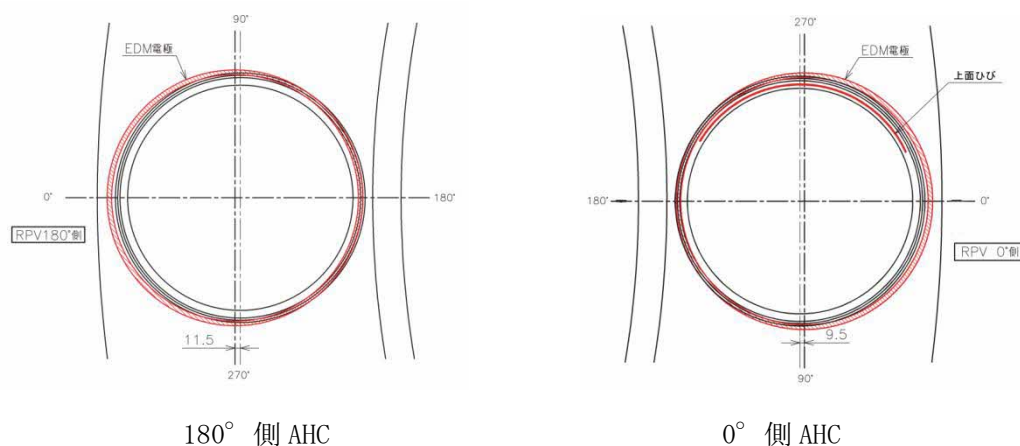


図 1 AHC 切断概要

※3 : EDM (electrical discharge machining : 放電加工)

電極と被加工物との間に短い周期で繰り返されるアーク放電によって、被加工物表面の一部を除去する機械加工の方法

その後、切断した AHC 側面の浸透探傷試験 (PT) のおよび AHC 上面から超音波探傷試験 (UT) を実施し、その結果を踏まえてサンプル調査のための部分切断位置の検討を行った。

また、切断した AHC 側面の PT 結果、シュラウド側に PT 線状指示が確認されたが、原子炉压力容器胴板側 (RPV 側) には PT 線状指示は確認されなかった (添付資料 (5))。

結果を踏まえた部分切断位置およびサンプル採取位置を図 2、部分切断位置の選定理由を表 4 に、採取したサンプルに対する調査項目を表 5 に示す。

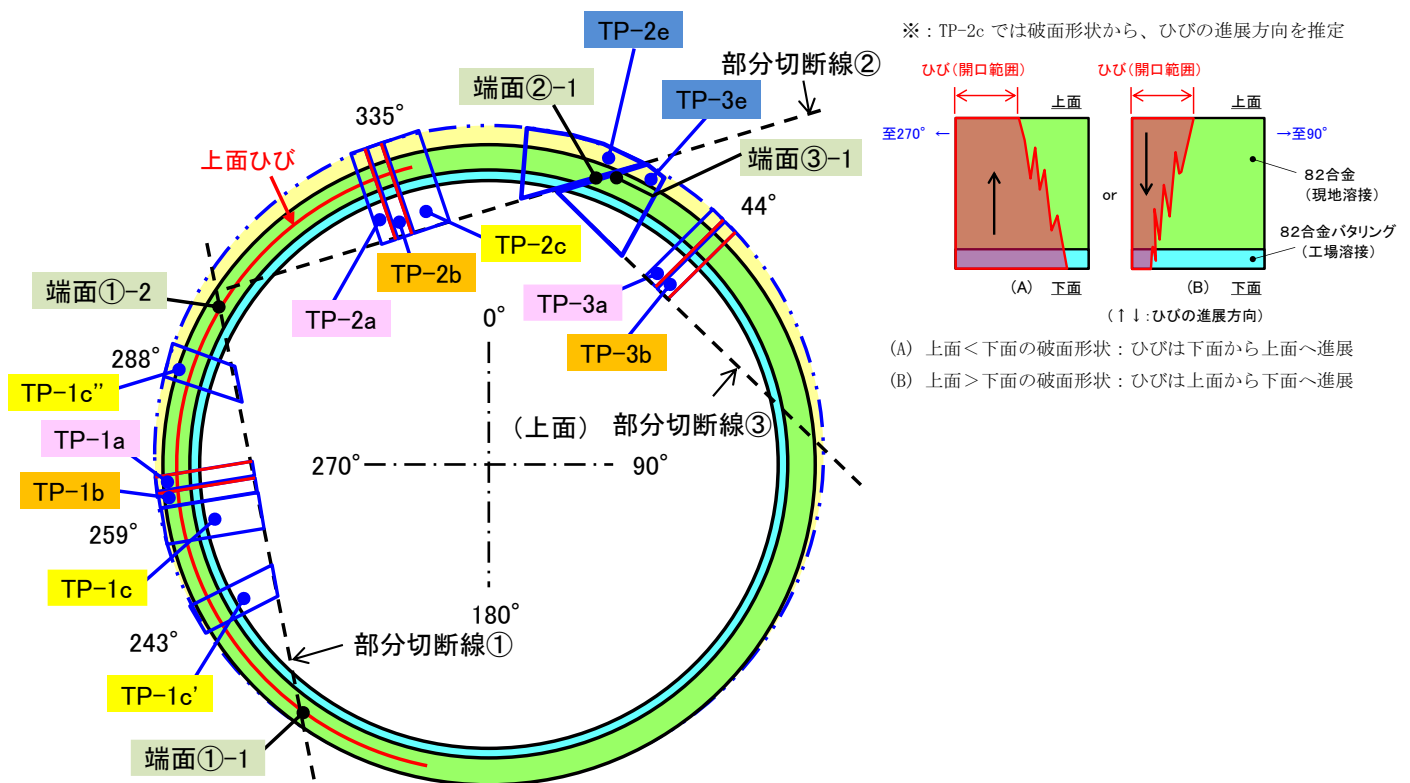


図 2-1 部分切断位置およびサンプル採取位置 (0° 側 AHC)

表 4-1a 部分切断位置の選定理由 (0° 側 AHC)

試料番号	調査目的	選定理由
TP-1	上面ひびの性状確認	上面ひびのほぼ中央位置であり、側面 PT 線状指示も確認できる 259° を選定
	径方向ひびの性状確認	側面 PT 線状指示等で径方向ひびが確認された 243° (TP-1c') および 288° (TP-1c'') を選定
TP-2	上面ひび端部の確認	上面ひび端部として、335° を選定
	SSP のバタリング部のひびの性状確認	SSP のバタリング部のひびが確認された端面②-1 近傍を選定 (TP-2e)
TP-3	ひびがない箇所の確認	UT 指示のない 44° を選定
	SSP のバタリング部のひびの性状確認	SSP のバタリング部のひびが確認された端面②-1 近傍を選定 (TP-3e)

表 4-1b 試料番号における添え字 (0° 側 AHC)

添え字	調査目的
a	断面観察/硬さ測定用 TP
b	元素分析用 TP
c	破面観察用 TP
e	水平方向スライス面観察用 TP

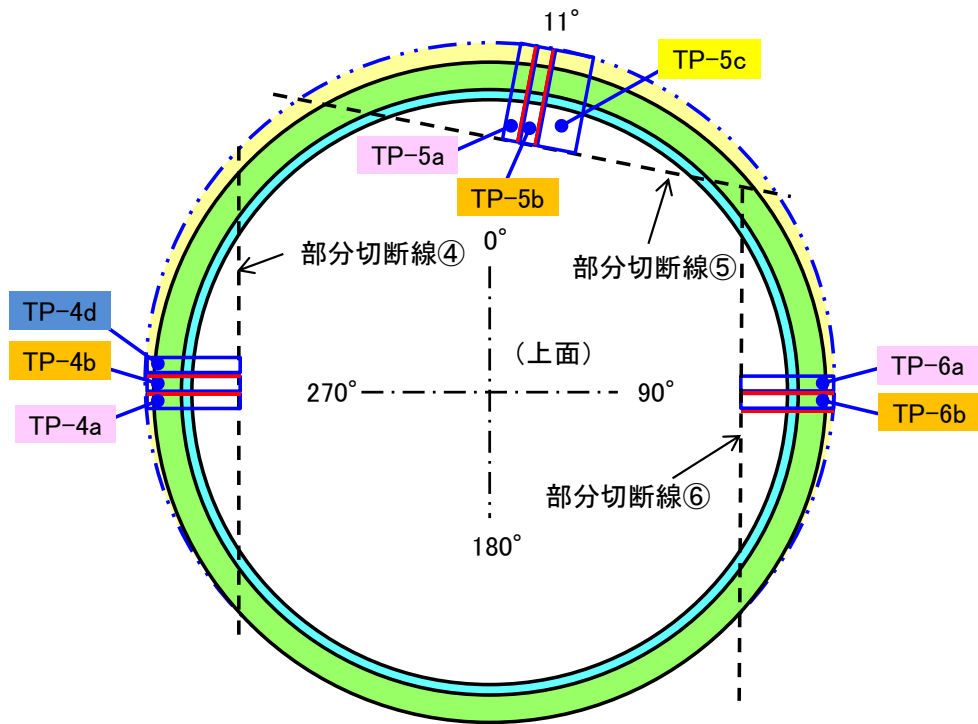


図 2-2 部分切断位置およびサンプル採取位置 (180° 側 AHC)

表 4-2a 部分切断位置の選定理由 (180° 側 AHC)

試料番号	調査目的	選定理由
TP-4	0° 側 AHC との比較	0° 側 AHC の上面ひびの中央位置である 270° を選定
TP-5		溶接部境界または内在欠陥と思われる UT 指示が確認された 11° を選定
TP-6		追加調査実施時にクレビスが残存していた 90° を選定

表 4-2b 試料番号における添え字 (180° 側 AHC)

添え字	調査目的
a	断面観察/硬さ測定用 TP
b	元素分析用 TP
c	破面観察用 TP
d	クレビス部内へこみ部観察用 TP

表 5-1 採取したサンプルに対する調査項目一覧

No.	調査項目	対象試料番号
1	クレビス部寸法の確認	TP-1a~6a
2	ひび／溶接欠陥の有無の確認	TP-1a~6a
3	ひび割れの形態の確認	TP-1a、2a
4	溶接施工状況の確認	TP-1a~6a
5	グラインダ等の表面加工の影響の確認 取付溶接による硬さの影響	TP-1a~6a
6	溶接金属部の希釈率の確認	TP-1b~6b
7	実機使用材質の確認	TP-1b~6b
8	破面形状の確認	TP-1c、1c'、1c''、2c、5c
9	破面形態の確認	TP-1c、2c、5c
10	クレビス部内へこみ部観察	TP-4d
11	水平方向スライス面観察	TP-2e、3e

表 5-2 採取したサンプルに対する調査項目一覧

(該当する調査項目の試料番号に○を記載)

No	調査項目	TP-1					TP-2				TP-3			TP-4			TP-5			TP-6		
		a	b	c	c'	c''	a	b	c	e	a	b	e	a	b	d	a	b	c	a	b	
1	クレビス部寸法	○					○				○			○			○			○		
2	ひび／溶接欠陥の有無	○					○				○			○			○			○		
3	ひび割れの形態	○					○															
4	溶接施工状況	○					○				○			○			○			○		
5	グラインダ等の表面加工および取付溶接による硬さの影響	○					○				○			○			○			○		
6	溶接金属部の希釈率		○					○				○			○			○				○
7	実機使用材質		○					○				○			○			○				○
8	破面形状			○	○	○			○											○		
9	破面形態			○					○											○		
10	クレビス部内へこみ部観察														○							
11	水平方向スライス面観察								○			○										

b. サンプル採取後調査

サンプル採取後の調査結果について以下に示す。

(a) クレビス部寸法

AHC 取付溶接部の上面で開口したひびは 180°側 AHC では確認されておらず、0°側 AHC のみで確認されている。ひびは、クレビス部で発生し、AHC 取付溶接部内を進展した可能性があることから、0°側 AHC と 180°側 AHC のクレビス部を比較して、ひびの性状とクレビス部寸法の関連を調査した。クレビス部寸法についての確認結果を表 6 に示す。

0°側 AHC では、ひびが AHC 上面まで達していた TP-2a におけるクレビス部開口幅の最小値は 0.3mm であり、ひびがクレビス部近傍に留まっていた TP-3a における開口幅の最小値 1.1mm よりも狭かった。

180°側 AHC では、ひびがクレビス部近傍に留まっていた TP-4a～6a におけるクレビス部開口幅の最小値は 0.7～1.1mm であり、0°側の TP-3a に類似した寸法であった。

クレビス部深さについては、TP-2a～6a のいずれも 6mm 台の寸法 (6.1～6.7mm) であった。

以上のことから、0°側 AHC と 180°側 AHC のクレビス部寸法に関しては、0°側 AHC のクレビス部開口幅が 180°側 AHC に比べて狭い傾向であったと考えられる。

TP-2a のクレビス部寸法の確認結果を一例として添付資料 (6) に示す。

表 6 AHC におけるクレビス部寸法の確認結果

試料番号	クレビス部開口幅	クレビス部深さ
TP-1a	測定不可※ ⁴	4.4 mm (参考値※ ⁴)
TP-2a	0.3～1.1 mm	6.1 mm
TP-3a	1.1～2.7 mm	6.4 mm
TP-4a	0.7～4.6 mm	6.5 mm
TP-5a	0.7～2.8 mm	6.5 mm
TP-6a	1.1～3.4mm	6.7 mm

※ 4 : AHC 側と SSP 側の部材が分離していたため。

環境中にクレビス部が存在する場合、クレビス部内の水質が変化し、厳しい腐食環境となる場合がある。腐食環境に及ぼすクレビス部寸法 (=すきま寸法) の影響については、オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS304) のすきま腐食発生を指標に確認した結果 (添付資料 (7) 図 1) が報告されている。縦軸の「すきま内奥行き」はクレビス部の深さ、横軸の「すきま間隙」はクレビス部の開口幅に相当する。一

一般的に、クレビス部寸法の影響は、深さが深く、また、開口幅が狭くなる程、クレビス部内の腐食環境は厳しくなると考えられ、当該知見でも、同様の傾向が見られる。

一方、SCC 発生に及ぼすクレビス部寸法の影響については、SCC 発生試験で SCC の発生が無かった試験条件に基づき策定されたクレビス定義図が報告されている（添付資料（7）図2）。クレビス定義図の境界を構成する各点は、BWR 環境中における Ni 基合金（600、182、82 合金）に対する SCC 発生試験の結果を含む試験結果を根拠に設定されている。Ni 基合金の SCC 発生を指標とした場合でも、腐食環境に及ぼすクレビス部寸法の影響は（添付資料（7）図1）と同様の傾向であり、クレビス深さが深く、また、クレビス開口幅が狭くなる程、厳しい環境であると考えられる。

AHC 取付溶接部で確認された SCC の発生に及ぼすクレビス部寸法の影響を検討するため、表6に示した実機クレビス部寸法と添付資料（7）図2のクレビス定義図を比較した。比較結果を添付資料（7）図3に示す（AHC 側と SSP 側の部材が分離した TP-1a は評価対象外、グラフの単位を mm に変更）。なお、実機クレビス部寸法は、深さ方向の各位置で開口幅が変化することから、各 TP の最小値から最大値を破線で表記した。

その結果、AHC 下面クレビス部から AHC 上面までひびが達していた TP-2a のクレビス部寸法は全範囲がクレビスと定義される範囲内であるのに対して、ひびがクレビス部近傍に留まっていた TP-3a から TP-6a のクレビス部寸法は、一部のみがクレビスと定義される範囲内であった。

上述したように、腐食環境に及ぼすクレビス部寸法の影響については、深さが深く、また、開口幅が狭くなる程、クレビス部内の腐食環境は厳しくなると考えられ、添付資料（7）図2でクレビスと定義される範囲内では、Ni 基合金における SCC 発生の観点からも厳しい腐食環境であると考えられる。このため、AHC 下面クレビス部から AHC 上面までひびが達していた TP-2a の近傍では、クレビス部内の水質が悪化し、後述する硬さが増大していた影響と合わせて、SCC が他の部位よりも早い時期に発生していたと考える。

前述したように、クレビス部寸法を 0°側 AHC と 180°側 AHC で比較すると、0°側 AHC のクレビス部開口幅が 180°側 AHC に比べて狭い傾向となる。添付資料（7）図2に示したクレビス定義図において、クレビス部開口幅は横軸を構成し、値が小さいほどクレビスと定義される領域が広くなる。このため、相対的に開口幅が狭い傾向であった 0°側 AHC の方がより厳しい腐食環境となっていたと考える。

(b) ひび／溶接欠陥の有無

AHC 取付溶接部の上面で開口したひびの発生状況について、ひびの起点となるような溶接欠陥の有無の確認と、上面開口以外のひびの有無について確認を行った。

0° 側 AHC のうち、AHC 下面クレビス部と AHC 上面の間でひびが貫通していた TP-1a および TP-2a では、AHC 上面まで開口していたひびの起点となるような溶接欠陥は確認されなかった。

0° 側 AHC および 180° 側 AHC のうち、TP-1a から TP-6a では、溶け込み不足先端部を起点として微小なひびが発生しており、いずれも AHC 上面までは進展していなかった。

断面におけるひびの観察結果について添付資料（8）に示す。

以上により、溶接欠陥を起点としてひびは発生したものではないと考えられる。

(c) ひび割れの形態

発生したひび割れの形態について確認を行った。

0° 側 AHC のうち TP-1a については、ひび貫通部を境に AHC 側と SSP 側の部材が分離しており、AHC 下面と AHC 上面の間で貫通するひびの形態は円弧状の破面となっていた。

0° 側 AHC のうち TP-2a については、AHC 下面と AHC 上面の間で貫通しているひびの割れ残り部直下を確認した結果、柱状晶境界を進展経路とするひびであることを確認した。

0° 側 AHC および 180° 側 AHC のうち、TP-1a から TP-6a で確認された溶け込み不足先端部を起点として発生している微小なひびについて、柱状晶境界を進展経路とするひびであることを確認した。

断面観察におけるひび割れ形態の確認結果について表 7 に示す。断面観察におけるひび割れ形態の確認結果について、TP-2a を例として添付資料（9）に示す。

なお、TP-2a では、溶け込み不足先端近傍に複数のひびが確認できるが、当該のひびは、柱状晶境界を進展経路として柱状晶を囲むようにひびが進展していることを確認している（TP-5c の当該ひびの強制破断面で確認）。このため、切断面によってはひびが分離しているように見えるものである。したがって、TP-2a で観察される複数のひびは溶け込み不足先端部から進展したひびと考えられる。

表 7 断面観察におけるひび割れ形態の確認結果

試料番号	AHC 上面と AHC 下面クレビス部の間のひびの形態	溶け込み不足先端部のひびの形態
TP-1a	円弧状の破面※ ⁵	柱状晶境界割れ
TP-2a	柱状晶境界割れ	柱状晶境界割れ
TP-3a	ひびなし	柱状晶境界割れ
TP-4a	ひびなし	柱状晶境界割れ
TP-5a	ひびなし	柱状晶境界割れ
TP-6a	ひびなし	柱状晶境界割れ

※ 5 : AHC 側と SSP 側の部材が分離

以上により、BWR 炉水環境中における Ni 基合金溶接金属の SCC は、柱状晶境界を進展する傾向が強いことから、当該断面で確認した柱状晶境界を進展経路とするひびは、SCC によるものとする。

(d) 溶接施工状況（溶接パスの積層状況）

補修溶接の痕跡有無および溶接記録どおりの施工について調査を実施した。

TP-1a から TP- 6a における溶接パスの積層状況確認結果を表 8 に示す。取付溶接部における溶接パスの積層状況は、AHC 下面クレビス部近傍で初層の溶接が施された後、上面へ向けて順次積層された様相を呈しており、補修溶接の痕跡と考えられる特異な溶接パスの積層は認められなかった。

表 8 溶接パスの積層状況確認結果

試料番号	補修溶接の痕跡	溶接パスの積層数（推定値）	備考
TP-1a	無	8 層 19 パス	0°側 AHC
TP-2a	無	7 層 17 パス	溶接記録:7 層 16 パス
TP-3a	無	7 層 18 パス	
TP-4a	無	8 層 17 パス	180°側 AHC
TP-5a	無	7 層 15 パス	溶接記録:7 層 15 パス
TP-6a	無	7 層 16 パス	

溶接パスの積層数については、断面観察からの推定では、溶接ビード繋ぎ部の重なり境界も含まれていることから、積層およびパス数は溶接記録と必ずしも一致しないが、各断面とも大きな相違はなく、溶接記録通りの施工が為されていたと考えられる。

(e) 硬さ測定

ひびの発生状況に関して、硬さとの関連性を調査した。

0° 側 AHC のうち、TP-1a および TP-2a では、AHC 下面クレビス部内における表面近傍（0.4mm 以内）の硬さが最大 357Hv であり、それ以外の TP-3a から TP-6a の硬さに比べて高い傾向であった。

また、溶け込み不足先端に微小なひびを確認したため、一部の試料（TP-2a、TP-5a および TP-6a）を対象に、溶け込み不足先端近傍における表面近傍（0.4mm 以内）の硬さ測定を実施した。

溶け込み不足先端近傍のひびは、いずれもクレビス近傍で留まっているが、溶け込み不足先端近傍の硬さが高い断面（TP-6a）では、溶け込み不足先端のひびが、他の試験片のひびよりも進展していた。

TP-1a から TP-6a について、AHC 下面クレビス部内および溶け込み不足先端近傍の硬さ測定結果を、溶け込み不足先端近傍のひび深さとともに表 9 に示す。

表 9 AHC 下面クレビス部内および溶け込み不足先端近傍における
表面近傍 (0.4mm 以内) の硬さ測定結果

試料番号	AHC 下面クレビス部内表面近傍の硬さ (Hv)	AHC 下面クレビス部と AHC 上面の間で貫通したひびの有無	溶け込み不足先端近傍の硬さ (Hv)	溶け込み不足先端近傍のひび深さ (mm)
TP-1a	271~357	有	—	0.3
TP-2a	277~357	有	228~283	0.7
TP-3a	215~263	無	—	0.3
TP-4a	213~241	無	—	1.7
TP-5a	210~285	無	253~290	1.8
TP-6a	201~246	無	259~307	5.5

なお、板厚内の硬さ測定を実施した結果は、全ての試料で同様の傾向であった。板厚内の硬さ分布は、取付溶接部近傍の硬さが高い傾向であった。

表面近傍および板厚内の硬さ測定位置および結果を添付資料 (10) に示す。

すき間付試験において、N-Bar 値が 12 以上の 82 合金であっても強加工した場合には、SCC が発生することが報告されている (添付資料 (11) 参照)。当該試験では、82 合金製の試験片表面をグラインダ加工により硬化 (表面から 20 μm の位置で 330Hv の硬さ) させた状態で、試験治具により 1% の引張ひずみを付与するとともに、試験治具との間に 0.2mm の隙間 (隙間内にはグラファイトウールを挟み込む) を付与し、288°C の高温水中 (溶存酸素濃度 16ppm、導電率 0.1 $\mu\text{S}/\text{cm}$ 未満) に 1500 時間浸漬している。その結果、82 合金製の試験片でも表面が硬化している場合は、1500 時間の浸漬時間で最大 85 μm の SCC が発生している (添付資料 (11) 図 1-2 の b)。

AHC 下面クレビス部から AHC 上面までひびが達していた TP-1a および TP-2a では、AHC 下面クレビス部内 (測定位置③④⑤) における表面近傍の硬さが最大 357Hv であり、CBB 試験で 82 合金に SCC が発生した硬さよりも高い値であった。このため、TP-1a および TP-2a の近傍では、クレビス内表面の硬化により、82 合金の SCC 発生感受性が増加していた可能性が考えられる。

また、板厚内の硬さ分布は、取付溶接部近傍の硬さが高い傾向であったことから、取付溶接時に発生するひずみにより、溶接部近傍が硬化したものと考えられる。

(f) 溶接金属部の希釈率

ひびの発生状況に関して、母材との希釈率の評価を実施した。

取付溶接部の近傍かつ運転時に高温水と接液し得る部位について、希釈率に基づきミルシート記載の化学成分から試算した N-Bar（参考値）は、12 以上の結果となった。

以上により、取付溶接部については、溶接記録通りの 82 合金による溶接であったと考えられる。

(g) 実機使用材質

ひびの発生状況に関して、取付溶接部、バタリング部、母材部における主要成分の調査を実施した。

取付溶接部およびバタリング部の溶接金属については、母材との希釈の影響により多少のばらつきがあるが、主要成分分析値の値は概ね 82 合金の規格値であった。

また、母材部の主要成分分析値は 600 合金の規格値の範囲内であった。

以上により、取付溶接金属には 82 合金が使用されており、母材については 600 合金が使用されていると考えられる。

(h) 破面形状（周方向ひび）

発生したひびの形状について確認を行った。

TP-1c、1c'、1c"、2c および 5c に対する破面形状の確認結果を表 10 に示す。

0° 側 AHC のうち、TP-1c、1c' および 1c" では下面から上面までひびが貫通している。また、径方向ひびが存在することを確認した。

0° 側 AHC のうち、TP-2c では上面から 2.3mm の領域に割れ残り部が存在し、TP-5c では AHC 下面クレビス部の溶け込み不足先端から約 3mm の範囲にひびが存在していた。TP-2c および TP-5c では上面側が割れ残った破面形状であることから、AHC 取付溶接部のひびは、AHC 下面クレビス部（溶け込み不足の先端を含む）から発生、進展したものと考えられる。

例として、TP-1c および TP-2c の破面形状の確認結果を添付資料（12）に示す。

表 10 破面形状の確認結果

資料番号	破面観察結果
TP-1c	<ul style="list-style-type: none"> ・ AHC 下面と AHC 上面の間でひびが貫通 ・ 径方向ひびが存在
TP-1c'	
TP-1c"	
TP-2c	<ul style="list-style-type: none"> ・ 一部の領域では AHC 上面から 2.3mm の領域に割れ残り部が存在
TP-5c	<ul style="list-style-type: none"> ・ AHC 下面クレビス部先端から約 3mm の領域にひびが存在

以上により、TP-2c の破面形状は AHC 上面側が割れ残った形状であったことから、

AHC 取付溶接部の上面で確認されたひびは、AHC 下面クレビス部から発生したものと考えられる。

(i) 破面形態 (周方向ひび)

発生したひびの形態について確認を行った。

TP-1c (1c' および 1c'' も同様) では柱状晶境界割れの様相を確認できないが、TP-2c および TP-5c では柱状晶境界割れ様相を確認できる。TP-2c に対する破面性状の確認結果を例として添付資料 (1 3) に示す。

TP-1c について、破面を観察した結果、細かな窪みが破面全体に分布していることが確認された。

BWR 炉水環境中における Ni 基合金溶接金属の SCC 破面は、柱状晶境界割れとなる傾向が強いことから、当該破面で確認した柱状晶境界割れは、SCC である可能性が高いと考えられる。

また、TP-1c について、細かな窪みが破面全体に分布していることについては、ひびが貫通し流路が形成されたことによるものであると考えられる。

(j) 破面形状 (径方向ひび)

破面に垂直に発生していた AHC 径方向ひびについて確認を行った。

TP-1c (259°位置近傍から採取) の破面中央で確認した径方向のひびについては、取付溶接部 (82 合金) から SSP バタリング溶接部 (82 合金) を経て、SSP 母材 (600 合金) まで進展していた。

TP-1c' (243°位置近傍から採取) の破面中央で確認した径方向のひびについて、取付溶接部に位置する周方向のひび破面から分岐した径方向ひびは、切断した AHC 側面まで進展しており、AHC 下面クレビス部よりも下に位置する SSP にも進展していた。なお、AHC 下面クレビス部よりも下に位置するひびは、下面クレビス部から約 4mm まで進展していた。

TP-1c'' (288°位置近傍から採取) の破面中央で確認した径方向ひびについて、観察結果を添付資料 (1 4) に示す。

取付溶接部に位置する周方向のひび破面から分岐した径方向ひびは、取付溶接部から SSP バタリング溶接部を経て、SSP 母材まで進展しており、切断した AHC 側面の上端から約 19mm の切断面では、取付溶接部に位置する周方向のひび破面から径方向 (SSP 方向) に 7.5mm 進展していた。

クレビス部よりも下部に位置する切断した AHC 側面の上端から約 27mm の切断面では SSP バタリング溶接部に 2.2mm のひびが確認された。当該のひびは接液しない位置に存在するが、切断した AHC 側面の上端から約 12mm の切断面および切断した AHC 側面の上端から約 19mm の切断面におけるひびの存在領域と重なることから、ひびが進展したものと考えられる。

なお、切断した AHC 側面の上端から約 34mm の切断面ではひびが確認されていないことから、径方向ひびの下方向への進展範囲は、切断した AHC 側面の上端から約 27～34mm の範囲（クレビス部から、約 4～11mm）と考えられる。

以上により、周方向に発生したひびの破面から、径方向に進展したひびの下方向への進展範囲は、クレビス部から 10mm 程度の範囲（約 4～11mm）と考えられる。

(k) 破面形態（径方向ひび）

TP-1c の破面中央で確認した径方向のひびに対する破面観察位置および破面観察結果を添付資料（15）に示す。径方向のひび破面の上部に位置する溶接金属部では、柱状晶境界割れの様相を、下部に位置する母材部では、ロックキャンディ状の粒界割れの様相を確認できる。

AHC 取付溶接部のひび破面との比較として、添付資料（16）に BWR の通常炉内水質（NWC：Normal Water Chemistry）環境中における定荷重 SCC 進展試験で取得された 82 合金および 600 合金の破面例を示す。添付資料（16）図 1 に示した 82 合金の SCC 破面では柱状晶境界割れの様相を、添付資料（16）図 2 に示した 600 合金の SCC 破面ではロックキャンディ状の粒界割れの様相を確認できる。

BWR 炉水環境中における Ni 基合金溶接金属の SCC 破面は柱状晶境界割れ、Ni 基合金母材の SCC 破面は粒界割れとなる傾向が強いため、当該破面で確認した破面は、SCC である可能性が高いと考えられる。

(1) クレビス部内へこみ部観察

TP-4d の断面観察を行った結果、AHC 下部クレビス部における SSP 側にへこみ形状が確認されたため、へこみの発生原因を調査した。

その形状およびへこみ内でグラインダの成分であるアルミニウムが検出されたことから、建設当時の関係者にヒアリングを実施したところ、仮付溶接の手直し時に行ったグラインダ研削によるものと判明した。

なお、ひびの起点にはなっていないことから、今回の AHC 取付溶接部におけるひび発生事象とは関連性がないと考えられる。

(m) 水平方向スライス面観察

端面②-1 で確認された SSP バタリング溶接部のひびの発生位置を確認するため、端面②-1（TP-2e）および端面③-1（TP-3e）の部材中央付近の追加切断として、水平方向スライス面観察を行ない、ひびの進展状況を観察した。その結果、TP-1c、1c'、1c'' と同様に、取付溶接部に位置する周方向ひびから枝分かれして、径方向（SSP 方向および AHC 方向）に進展したひびが確認された（添付資料（17））。

以上により、端面②-1 で確認された SSP バタリング溶接部のひびは、AHC 取付溶

接部に位置する周方向ひびから径方向に進展したひびと考えられる。

c. サンプル調査結果のまとめ

サンプル調査結果のまとめを表 1 1 に示す。

表 1 1 - 1 サンプル調査結果まとめ

調査目的	試料番号	主な調査結果	考察
クレビス部寸法	TP-1a~6a	<ul style="list-style-type: none"> TP-2a (AHC 上面に確認されたひびの端部付近) の開口幅が、比較的小さいことが確認された。なお、TP-1a (AHC 上面に確認されたひびの中央部付近) の開口幅は、AHC 側と SSP 側の部材が分離したため、測定不可であった。 0° 側 AHC と 180° 側 AHC ではクレビス部形状が異なることが確認された。具体的には 180° 側 AHC の方が初層溶接時の溶け込みが不足していることが確認された。 	AHC 上面にひびが確認された位置のクレビス部は、開口幅が小さく、水質環境として、SCC が発生しやすくなっていたと考えられる。
ひび／溶接欠陥の有無	TP-1a~6a	<ul style="list-style-type: none"> 初層溶接に溶け込み不足が確認され、その先端部から微小なひびが発生していることが確認された。 	クレビス部形状（溶け込み不足の状態）により、SCC が発生する部位が異なる可能性が考えられる。
ひび割れの形態	TP-1a、2a	<ul style="list-style-type: none"> AHC 上面に開口したひびの進展経路においては、複数の円弧状の破面が形成されていることが確認された。 AHC 上面に開口したひびは、ひび近傍における柱状晶成長方向とおおよそ平行であることを確認した。 	SCC により、ひびが進展したと考えられる。
	TP-1a~6a	<ul style="list-style-type: none"> 溶け込み不足先端からの微小なひびの進展経路は、柱状晶成長方向であることが確認された。 	
溶接施工状況	TP-1a~6a	<ul style="list-style-type: none"> エッチングにより溶接パスの積層状況を確認した結果、おおよそ建設時の溶接記録どおりに施工されていることが確認された。 補修溶接の痕跡と考えられるような特異な溶接パスの積層は確認されなかった。 	溶接記録通りの溶接であり、補修溶接はなかったと判断した。
グラインダ等の表面加工および取付溶接による硬さの影響	TP-1a~6a	<ul style="list-style-type: none"> クレビス部内の表面近傍における硬さは、TP-1a および TP-2a はともに最大 357Hv であり、TP-3a ~TP-6a（ひびが確認されていない箇所）と比較して硬化していることが確認された。 180° 側 AHC のクレビス部先端硬さについては、TP-6a の硬さが高く、溶け込み不足先端のひびが進展していた。 	クレビス部形状（溶け込み不足の状態）における溶接ひずみにより硬化した部位が異なる可能性があることが確認された。
溶接金属部の希釈率	TP-1b~6b	<ul style="list-style-type: none"> 成分分析結果から、取付溶接部における接液部について N-Bar を試算した結果、全て基準値：12 以上であることが確認された。 	溶接記録通りの溶接であることを確認した。
実機使用材質	TP-1b~6b	<ul style="list-style-type: none"> 成分分析の結果から、溶接金属には 82 合金、母材には 600 合金が使用されていることが確認された。 	同上
破面形状 (周方向ひび)	TP-1c、1c'、1c''	<ul style="list-style-type: none"> 径方向に進展しているひびが確認された。(1c、1c' については、切断した AHC 側面の浸透探傷試験により確認された線状欠陥。) 	AHC 上面側が割れ残った形状であったことから、AHC 取付溶接部のひびは、AHC 下面クレビス部から発生したと考えられる。
	TP-2c	<ul style="list-style-type: none"> AHC 上面側に割れ残りがあることが確認された。 	
	TP-5c	<ul style="list-style-type: none"> 溶け込み不足先端部から約 3mm の範囲にひびが存在することが確認された。 	
破面形態 (周方向ひび)	TP-1c	<ul style="list-style-type: none"> 細かな窪みが破面全体に分布していることが確認された。 	BWR 炉水環境中における Ni 基合金溶接金属の SCC 破面は、柱状晶境界割れとなる傾向が強いことから、当該破面で確認された柱状晶境界割れは、SCC と考えられる。
	TP-2c	<ul style="list-style-type: none"> 柱状晶境界割れが破面全体に分布していることが確認された。 	
	TP-5c	<ul style="list-style-type: none"> 柱状晶境界割れの様相を呈していることが確認された。 	

表 1 1 - 2 サンプル調査結果まとめ

調査目的	試料番号	主な調査結果	考察
破面形状 (径方向ひび)	TP-1c、1c'、1c''	・周方向ひびから径方向にのびているひびについて、クレビスよりも下の位置にひびが進展していることが確認された。	周方向に発生したひびの破面から、径方向に進展したひびの下方向への進展範囲は、クレビス部から 10mm 程度の範囲(約 4~11mm)と考えられる。
破面形態 (径方向ひび)	TP-1c	・径方向に進展しているひびについては、溶接金属部は柱状晶境界割れ、母材部は粒界割れの様相を呈していることが確認された。	BWR 炉水環境中における Ni 基合金溶接金属の SCC 破面は柱状晶境界割れ、Ni 基合金母材の SCC 破面は粒界割れとなる傾向が強いことから、当該破面で確認した破面は、SCC と考えられる。
クレビス部内へ こみ部観察	TP-4d	・建設時における AHC 仮付溶接のやり直しの際に発生したへこみであった。	今回の AHC 取付溶接部におけるひび発生事象とは関連性がないと考えられる。
		・82 合金バタリング部と 600 合金母材部の境界近傍 (AHC 上面、AHC 下面、SSP 側面) に段差が見られた。	酸化被膜形成に伴うものと考えられ、今回のひびの発生には影響ないと考えられる。
水平方向スライス面観察	TP-2e、3e	・接液していない SSP バタリング溶接部のひび発生位置を確認するため、端面②-1 (TP-2e) および端面③-1 (TP-3e) について水平方向に切断してスライス面を観察し、取付溶接部に位置する周方向ひびから、径方向 (SSP 方向および AHC 方向) に枝分かれして進展しているひびを確認した。	AHC 取付溶接部に位置する周方向ひびから枝分かれして、径方向にひびが進展すると考えられる。

(5) 炉内側調査

a. 調査範囲

調査を行うにあたっては、EDM 切断面に溶融凝固層^{※6}が形成されているため、同層の除去を実施した。

なお、溶融凝固層除去後にアクセスホールの内径を測定した結果、 mm であった。

※6：溶融凝固層：EDM 加工中において、溶融した金属の一部が切断面に凝固付着することで形成される層。

(a) 定期事業者検査範囲

切断した AHC の側面に対して実施した浸透探傷試験の結果、線状指示模様が確認された範囲に対向する新たなアクセスホールの内面（側面）について、調査を実施した。また、一部クレビス部を切断した箇所に対向する内面（側面）についても調査範囲とした。新たなアクセスホールの内面（側面）には、H8 溶接部（シュラウドサポートプレート－シュラウドサポートリング）およびH9 溶接部（シュラウドサポートプレート－原子炉圧力容器（RPV））が存在する状況である。調査範囲を図3、4に示す。

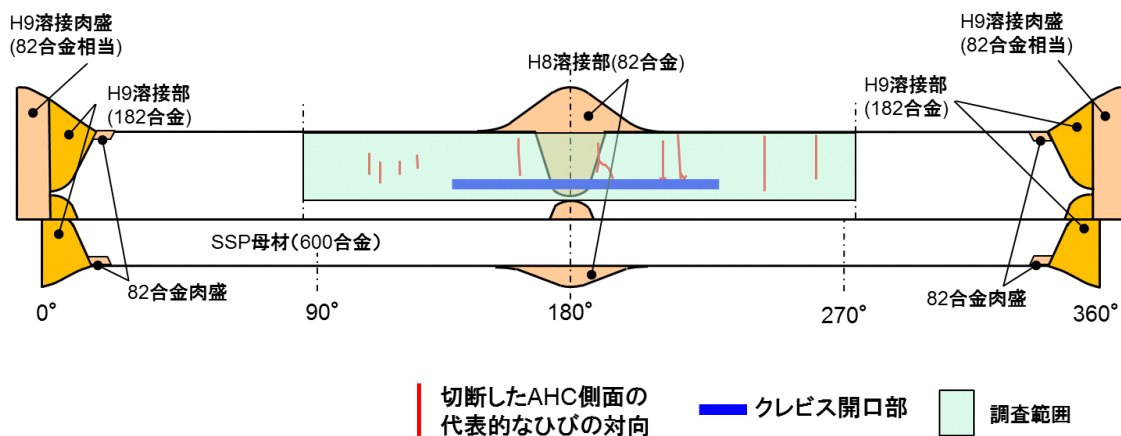


図3 アクセスホール（0°側）内面（側面）の調査範囲概略図

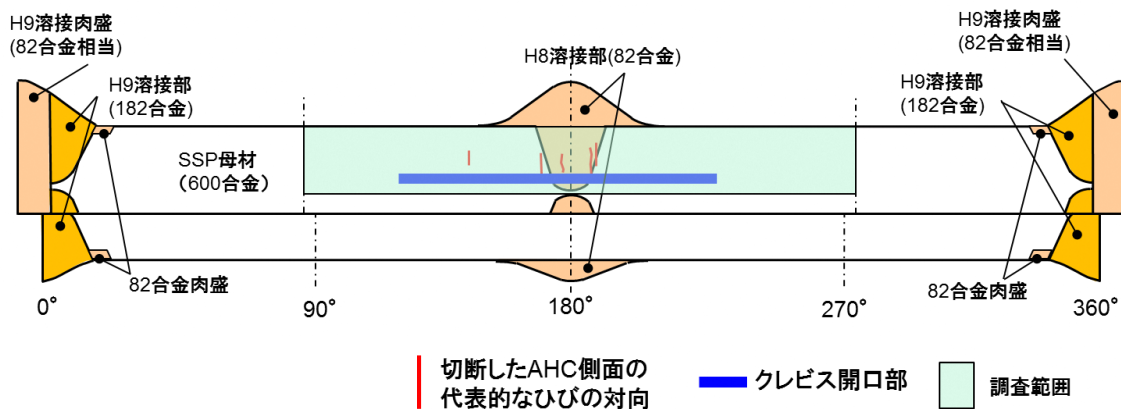


図4 アクセスホール（180°側）内面（側面）の調査範囲概略図

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

(b) 参考調査範囲

参考として、目視試験にてひびと疑わしき模様が確認されなかった部位についても、調査範囲全域に渦電流探傷試験を行うとともに、図5、6に示す範囲についても、目視試験および渦電流探傷試験を行った。

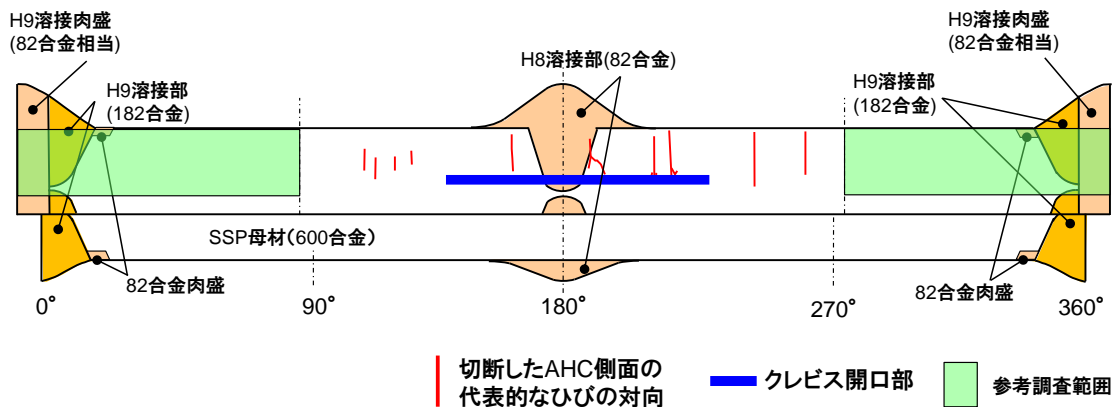


図5 アクセスホール (0° 側) 内面 (側面) の参考調査範囲概略図

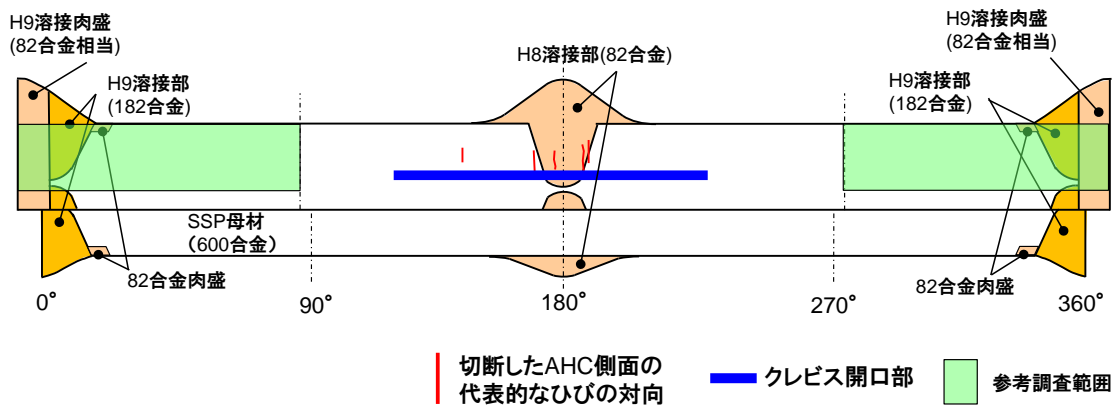


図6 アクセスホール (180° 側) 内面 (側面) の参考調査範囲概略図

b. 調査結果

ひびの模様や信号は検出されなかった。目視試験の結果の詳細を添付資料(18)に、渦電流探傷試験の結果の詳細を添付資料(19)に示す。

4. 推定原因

机上調査、モックアップ調査およびサンプル調査の結果より推定された原因について以下に示す。詳細について、要因分析F T図を添付資料（3）に示す。

(1) 延性割れ

サンプル調査において強制的に破面開放を行った箇所以外には延性割れ特有の破面は見られなかったこと等から、当該事象の原因ではないと判断した。

(2) 疲労割れ

サンプル調査において疲労特有の破面は見られなかったこと等から、当該事象の原因ではないと判断した。

(3) 腐食

使用材料の化学成分は規格値を満足していること、耐食性が優れていることおよび供用期間中の水質は基準値で安定していることから、当該事象の原因ではないと判断した。

(4) 脆化

BWR 炉内環境では Ni 基合金の熱脆化は問題とならないことおよび当該部位の中性子照射量はステンレス鋼の照射硬化を生じる値よりも十分低いことから、当該事象の原因ではないと判断した。

(5) 溶接不良／溶接欠陥

サンプル調査において溶接施工状況に特異な点は確認されなかったこと等から、当該事象の原因ではないと判断した。

(6) 応力腐食割れ

机上調査、モックアップ調査およびサンプル調査の結果より、AHC 取付溶接部で発見されたひび割れは、SCC によるものと判断した。

SCC は、材料因子、環境因子および応力因子が重畳する条件下で発生することが知られており、当該事象では、「取付溶接部近傍の硬化」が材料因子に、「クレビス部内の水質悪化」が環境因子に、「取付溶接部近傍の引張残留応力」が応力因子に相当する。

5. 本事象のメカニズムの推定

AHC 取付溶接部は、82 合金で施工されていることを確認した。また、すき間付試験において、N-Bar 値が 12 以上の 82 合金であっても強加工した場合には、SCC が発生することが報告されている。原因調査の結果、AHC 取付溶接部上面で発見された周方向のひびは、「取付溶接部近傍の硬化」が材料因子に、「クレビス部内の水質悪化」が環境因子に、「取付溶接部近傍の引張残留応力」が応力因子に相当し、SCC 発生要因が重畳していた。また、AHC 取付溶接のひびは、割れ残り部の形状から、クレビス部から発生し、AHC 上面に進展したものと判断した。このため、AHC 取付溶接部において、クレビス部を起点とした周方向のひびが発生・進展しやすい状況であったと判断した。

さらに、径方向のひびについては、その形状等により、周方向のひびが発生・進展す

る過程において、枝分かれしたものと判断した。

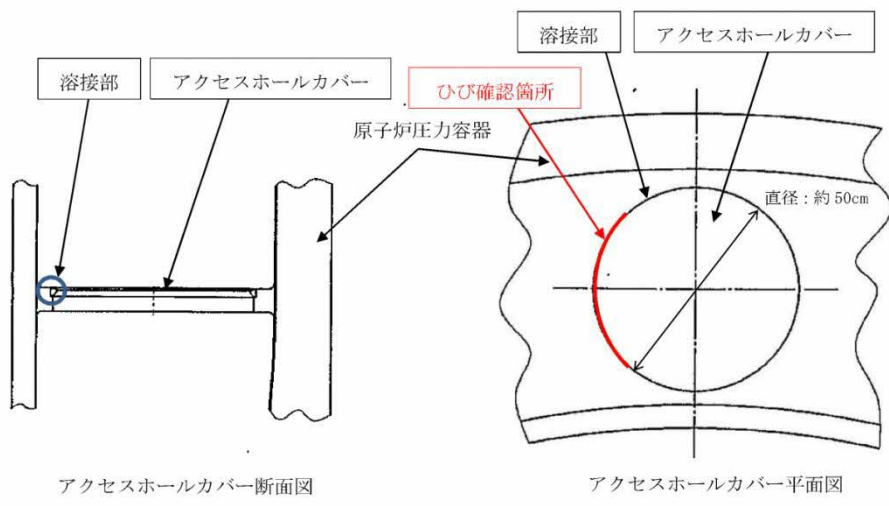
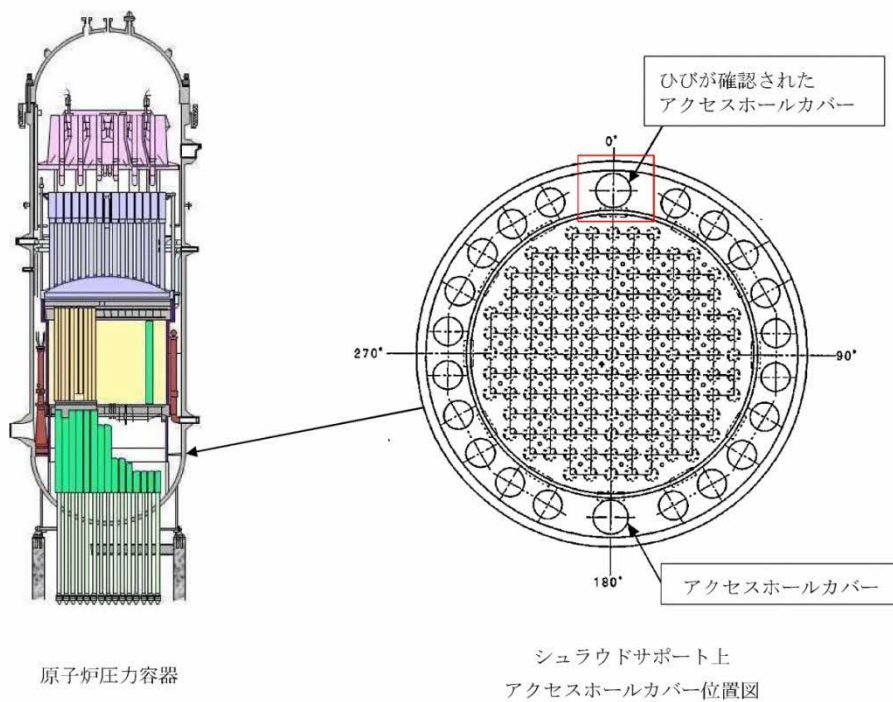
なお、島根2号機において、82合金使用部位であり、かつ、上記のSCC発生要因が重畳していない部位であるH8、H9、H10およびH11等の点検実績では、これまでひびは確認されていない。

6. 添付資料

- (1) AHC 概要
- (2) AHC 取付溶接部に発生したひび
- (3) 要因分析 FT 図
- (4) モックアップ概要
- (5) AHC の PT 結果
- (6) クレビス部寸法の確認結果
- (7) SCC 発生と AHC 下面クレビス部寸法の関係
- (8) 断面におけるひびの観察結果
- (9) 断面観察におけるひび割れ形態の確認結果
- (10) 硬さ測定位置および硬さ測定結果
- (11) Ni 基合金における隙間および硬化と耐 SCC 性の関係
- (12) 破面形状（周方向ひび）の確認結果
- (13) 破面形態（周方向ひび）の確認結果
- (14) 破面形状（径方向ひび）の確認結果
- (15) 破面形態（径方向ひび）の確認結果
- (16) 82合金および600合金の破面
- (17) 水平方向スライス面観察結果
- (18) 炉内側調査結果（目視試験）
- (19) 炉内側調査結果（渦電流探傷試験）

以上

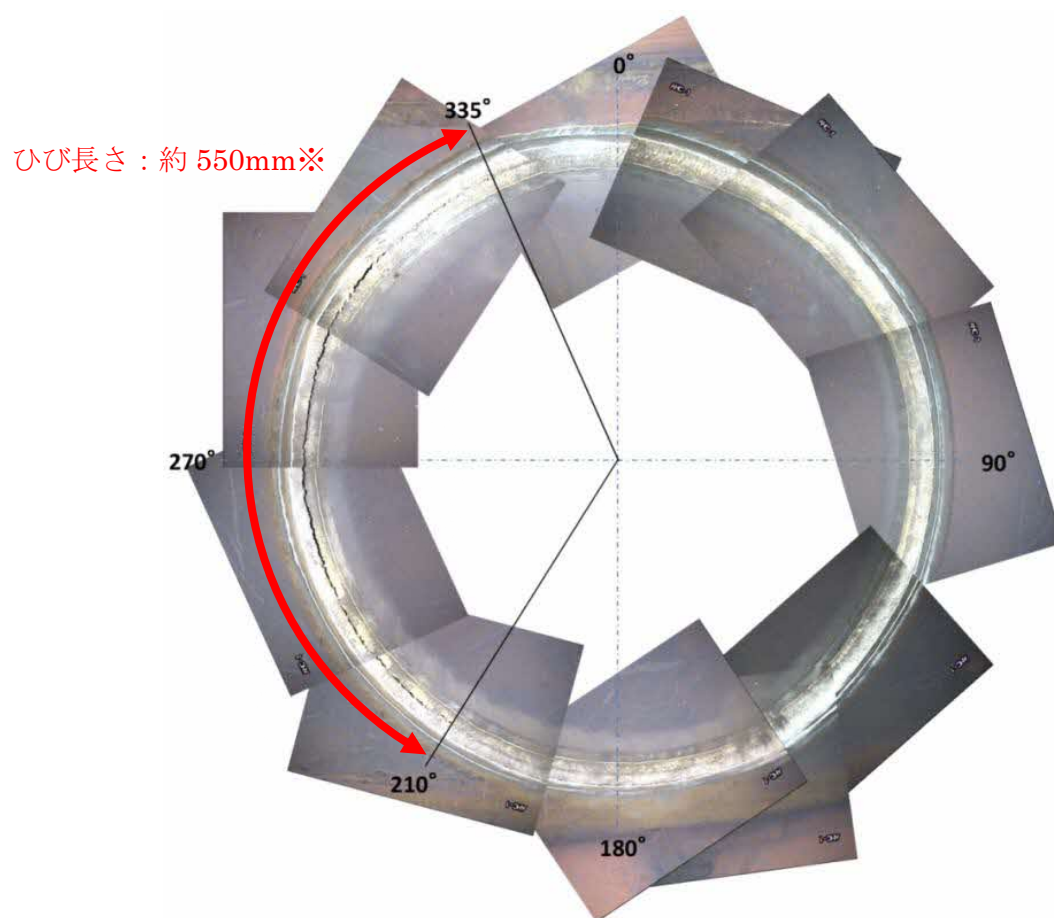
AHC 概要



炉内側調査時の断面図

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

AHC 取付溶接部に発生したひび



※炉内カメラ映像による概算値

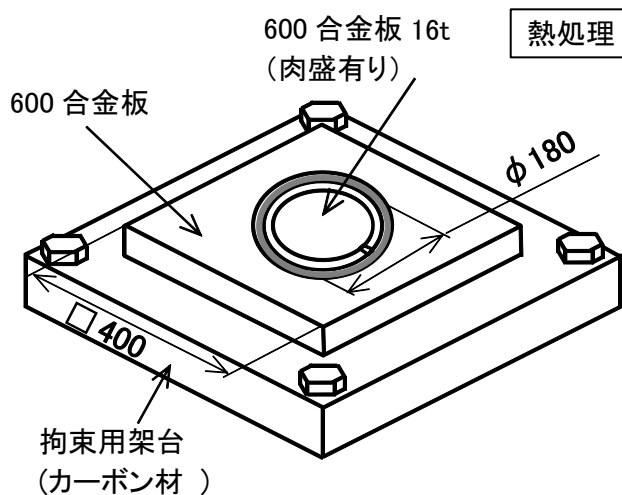
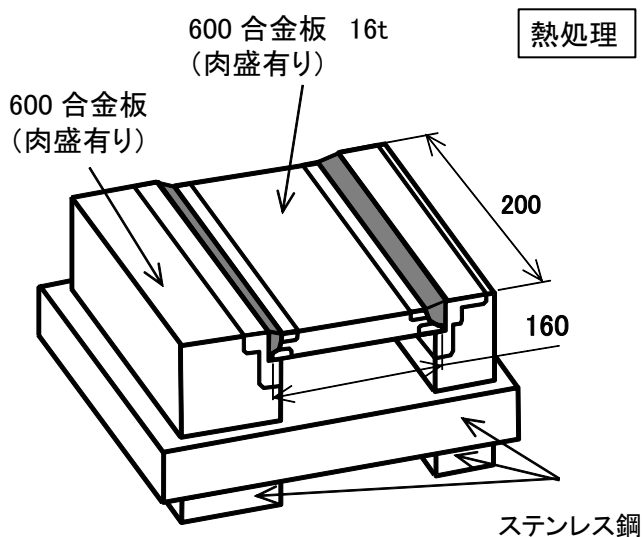
切断調査後のひびの長さは、約 563mm (206.5° ~ 334.5°)

島根2号機アクセスホールカバー取付溶接部に発生したひび 要因分析FT図

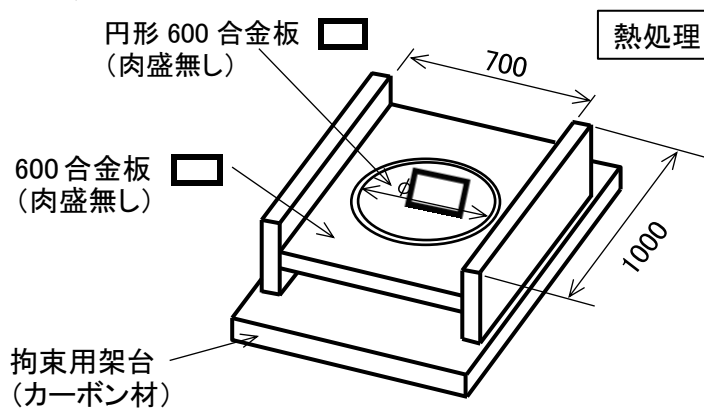
<凡例>
○:原因として考えられる、×:原因ではない

要因	主要調査項目	調査結果	判定		
延性割れ	過大応力	・設計検討書による確認【机上調査】 ・運転記録により異常な過渡変化の有無を確認【机上調査】 ・破面形態の確認【サンプル調査】	・差圧荷重による評価を実施し、強度上問題のないことが確認された。 ・運転記録から異常な過渡変化がないことが確認された。 ・サンプル調査の結果、強制的に破面開放を行った箇所以外には、延性割れ特有の破面形態は確認されなかった。	×	
	材料	・溶接施工記録およびミルシートにより規格値どおりであるかの確認【机上調査】 ・実機使用材質の確認【サンプル調査】	・ミルシートおよび溶接施工記録より、母材は設計指定、溶接材は溶接施工指定のものであることが確認された。 ・サンプル調査の結果、所定の材料が使用されていることが確認された。	×	
疲労割れ	圧力・温度過渡、振動	・設計検討書による確認【机上調査】 ・運転記録により異常な過渡変化の有無を確認【机上調査】 ・破面形態の確認【サンプル調査】 ・溶け込み不足をき裂とみなした疲労き裂進展評価による確認【机上調査】 ・振動源の有無を確認【机上調査】	・差圧荷重による評価を実施し、強度上問題のないことが確認された。 ・運転記録から異常な過渡変化がないことが確認された。 ・サンプル調査の結果、疲労割れ特有の破面形態は確認されなかった。 ・溶け込み不足をき裂とみなし、疲労き裂進展評価を行ったが、進展量は非常に小さく、貫通には至らないことが確認された。 ・建設時の「原子炉内部構造物 流動振動確認点検」により、疲労割れを発生させるような振動源がないことが確認された。	×	
応力腐食割れ (SCC)	材料	・材料のSCC感受性の確認【机上調査】 ・ミルシートにより規格値どおりであるかの確認【机上調査】 ・破面形態の確認【サンプル調査】 ・溶接金属部の希釈率の確認【モックアップ】【サンプル調査】 ・グラインダ等の表面加工の影響の確認【モックアップ】【サンプル調査】 ・取付け溶接による硬化の影響の確認【モックアップ】【サンプル調査】	・文献調査の結果、すき開付試験において、N-Bar値が12以上の82合金であっても加工した場合には、SCCが発生することを確認した。 ・ミルシートにより、使用材料は規格値を満足していることが確認された。 ・サンプル調査の結果、SCCの破面形態と同様の柱状晶境界割れまたは粒界割れの様相を呈していることが確認された。 ・モックアップおよびサンプル調査の結果、炉水に接する取付溶接部およびその近傍のN-Barは12以上であることが確認された。 ・モックアップおよびサンプル調査の結果、クレビス内のパタリング部および取付溶接部上面の表面近傍において顕著な硬化上昇は確認されなかった。 ・モックアップおよびサンプル調査の結果、AHC下面の取付溶接部近傍において硬化上昇(300Hv以上)が確認された。	○	
	環境	・水質確認(高濃度の不純物イオンの存在)【机上調査】 ・照射量の確認(照射誘起型応力腐食割れ)【机上調査】 ・環境温度の確認【机上調査】 ・隙間部(クレビス部)寸法の確認【机上調査】 ・溶接による表面酸化の有無の確認【モックアップ】【サンプル調査】	・供用期間中の炉水導電率、炉水塩化物イオンおよび硫酸イオン濃度は、基準値以下のレベルで安定して推移していることが確認された。 ・定格負荷相当年数(EFPY)に基づき評価した結果、当該部位の照射量は5.8×10 ¹⁷ n/m ² 程度であり、ステンレス鋼のIASC感受性が高まるしきい値(5×10 ¹² n/m ²)よりも約7桁低いことが確認された。 ・運転時の炉水温度は100℃以上であり、応力腐食割れが発生しうる環境であることが確認された。 ・文献調査の結果、Ni基合金における隙間寸法とSCC発生に相関性があることを確認した。 ・サンプル調査の結果、クレビス寸法はSCC発生のある領域にあることを確認した。 ・モックアップにおいて、クレビス部の寸法は、開口幅が0.1~0.2mm、深さが2.5~3.1mmおよび開口幅が0.26mm、深さが3.7mmであることを確認した。 ・モックアップにおいて、取付溶接部近傍に着色程度の酸化が確認された。また、切断したAHC下面についても過度に酸化していることが確認された。 ・サンプル調査の結果、クレビス内には均一な酸化被膜の形成が確認されたが、溶接による過度な酸化はなかった。	○	
	応力	・手直し溶接の有無の確認【サンプル調査】 ・溶接部近傍の機械加工による残留応力の確認【モックアップ】 ・拘束を緩和するような溶接順序、溶着法を行っているかを確認【机上調査】 ・溶接による引張残留応力の影響の確認【机上調査】 ・モックアップによる残留応力分布確認および熱弾塑性解析の実施	・サンプル調査の結果、手直し溶接の痕跡と思われるような特異な溶接バスの積層は確認されなかった。 ・AHC下面で径方向の引張応力を確認し、実際に見られた周方向ひび発生の可能性が示された。 ・溶接記録、検査記録、現場状況等から、少なくとも2分割の半周ずつの溶接を行っていることが確認された。	○	
腐食	材料	・ミルシートにより規格値どおりであるかの確認【机上調査】 ・BWR炉内環境中における耐食性の確認【机上調査】	・ミルシートにより、使用材料は規格値を満足していることが確認された。 ・文献調査の結果、N-Bar値が12以上のNi基合金は安定化熱処理をしなくても耐食性に優れていることが確認された。	×	
	環境	・腐食が発生する環境であるかの確認【机上調査】	・供用期間中の炉水導電率、炉水塩化物イオンおよび硫酸イオン濃度は、基準値以下のレベルで安定して推移していることが確認された。	×	
脆化	中性子照射脆化	・中性子照射脆化の発生閾値(中性子照射量)の確認【机上調査】 ・当該部における中性子照射量の確認【机上調査】	・定格負荷相当年数(EFPY)に基づき評価した結果、当該部位の照射量は5.8×10 ¹⁷ n/m ² 程度であり、ステンレス鋼の照射硬化を生じる線量(1×10 ²⁴ n/m ² 弱)よりも約6桁低いことが確認された。	×	
	熱脆化	・BWR炉内環境中におけるNi基合金の熱脆化特性の確認【机上調査】	・文献調査の結果、BWR炉内環境では、Ni基合金の熱脆化は問題とならない事象であることが確認された。	×	
溶接不良 / 溶接欠陥	溶け込み不足、過度の酸化	溶接施工	・計画した溶接施工法の妥当性確認【机上調査】 ・溶接施工図、指示通りに施工されているかを確認【机上調査】 ・溶接施工部の確認【モックアップ】 ・溶接士の技量確認【机上調査】 ・アクセスホールカバー表面まで溶かし込んだ溶融金属の酸化*の可能性を確認【モックアップ】 ・(*:花が咲いたような過度の酸化)	・実績のあるTIG溶接が採用されていること、および過去の同じ溶接方法の溶接施工確認試験結果に基づき溶接施工法データシートが作成されていることが確認されたことから当該溶接施工法が妥当であることが確認された。 ・溶接記録(寸法記録含む)から、指示通り施工されていることが確認された。 ・モックアップおよびサンプル調査により、クレビスが形成される/されていることが確認された。また、サンプル調査により初層の溶け込み不足があることが確認された。 ・モックアップにより、取付溶接部の断面に融合不良または酸化スケールの巻き込みと考えられる溶接欠陥が確認された。 ・溶接士については、Ni基合金の通商認可資格を有した溶接士であり、溶接技量を有していることが確認された。 ・モックアップにより、当該溶接施工を実施した場合、過度の酸化は発生しないことが確認された。また、切断したAHC下面についても過度に酸化していないことが確認された。	×
		材料	・過度の酸化についての影響調査【モックアップ】 ・破面形態の確認【サンプル調査】	・モックアップにより、当該溶接施工を実施した場合、過度の酸化は発生しないことが確認された。また、切断したAHC下面についても過度に酸化していないことが確認された。 ・サンプル調査の結果、初層部の溶け込み不足が確認された。溶け込み不足部先端を起点とするひびが確認されたが、短いひびであり、貫通に至るようなひびの起点にはなっていないと考えられる。	×
		検査不良	・検査履歴調査【机上調査】	・検査記録より、初層・中間層・最終層の各段階において、適切に非破壊試験が実施されていることが確認された。	×
	高温割れ	溶接施工	・拘束を緩和するような溶接順序、溶着法を行っているかを確認【机上調査】 ・計画した溶接施工法の妥当性確認【机上調査】 ・溶接施工図、指示通りに施工されているかを確認【机上調査】 ・溶接施工部の確認【サンプル調査】 ・溶接士の技量確認【机上調査】 ・高温割れの発生可能性について確認【モックアップ】 ・モックアップによる高温割れ発生有無の確認	・溶接記録、検査記録、現場状況等から、少なくとも2分割の半周ずつの溶接を行っていることが確認された。 ・実績のあるTIG溶接が採用されていること、および過去の同じ溶接方法の溶接施工確認試験結果に基づき溶接施工法データシートが作成されていることが確認されたことから当該溶接施工法が妥当であることが確認された。 ・溶接記録(寸法記録含む)から、指示通り施工されていることが確認された。 ・サンプル調査により、ひびの起点となるような高温割れは確認されなかった。 ・溶接士については、Ni基合金の通商認可資格を有した溶接士であり、溶接技量を有していることが確認された。 ・モックアップにおいて、ひびの起点となるような高温割れは確認されなかった。	×
材料		・高温割れ(材料)感受性の確認【机上調査】 ・破面形態の確認【サンプル調査】	・文献調査およびミルシートより、高温割れの感受性は低いことが確認された。 ・サンプル調査より、ひびの起点となるような高温割れは確認されなかった。	×	
検査不良		・検査履歴調査【机上調査】	・検査記録より、初層・中間層・最終層の各段階において、適切に非破壊試験が実施されていることが確認された。	×	
低温割れ	溶接施工	・拘束を緩和するような溶接順序、溶着法を行っているかを確認【机上調査】 ・計画した溶接施工法の妥当性確認【机上調査】 ・溶接施工図、指示通りに施工されているかを確認【机上調査】 ・溶接施工部の確認【サンプル調査】 ・低温割れの発生可能性について確認【モックアップ】 ・モックアップによる低温割れ発生有無の確認 ・溶接士の技量確認【机上調査】	・溶接記録、検査記録、現場状況等から、少なくとも2分割の半周ずつの溶接を行っていることが確認された。 ・実績のあるTIG溶接が採用されていること、および過去の同じ溶接方法の溶接施工確認試験結果に基づき溶接施工法データシートが作成されていることが確認されたことから当該溶接施工法が妥当であることが確認された。 ・溶接記録(寸法記録含む)から、指示通り施工されていることが確認された。 ・サンプル調査により、ひびの起点となるような低温割れは確認されなかった。 ・モックアップにおいて、ひびの起点となるような低温割れは確認されなかった。 ・溶接士については、Ni基合金の通商認可資格を有した溶接士であり、溶接技量を有していることが確認された。	×	
	材料	・低温割れ(材料)感受性の確認【机上調査】 ・破面形態の確認【サンプル調査】	・文献調査およびミルシートより、低温割れの感受性は低いことが確認された。 ・サンプル調査より、ひびの起点となるような低温割れは確認されなかった。	×	
	検査不良	・検査履歴調査【机上調査】	・検査記録より、初層・中間層・最終層の各段階において、適切に非破壊試験が実施されていることが確認された。	×	
その他の溶接欠陥		・破面形態の確認【サンプル調査】	・サンプル調査より、ひびの起点となるようなその他の溶接欠陥は確認されなかった。	×	

モックアップ概要



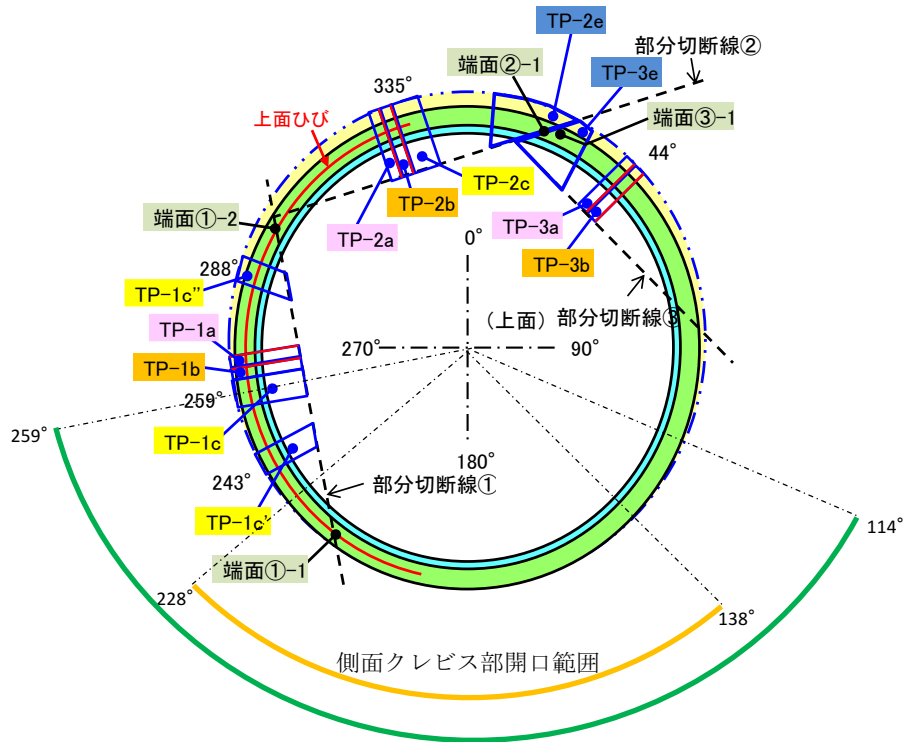
<実機大モックアップ>



(単位:mm)

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

AHC の PT 結果 (0° 側 AHC)



PT 指示模様範囲 (線状指示模様のみ)

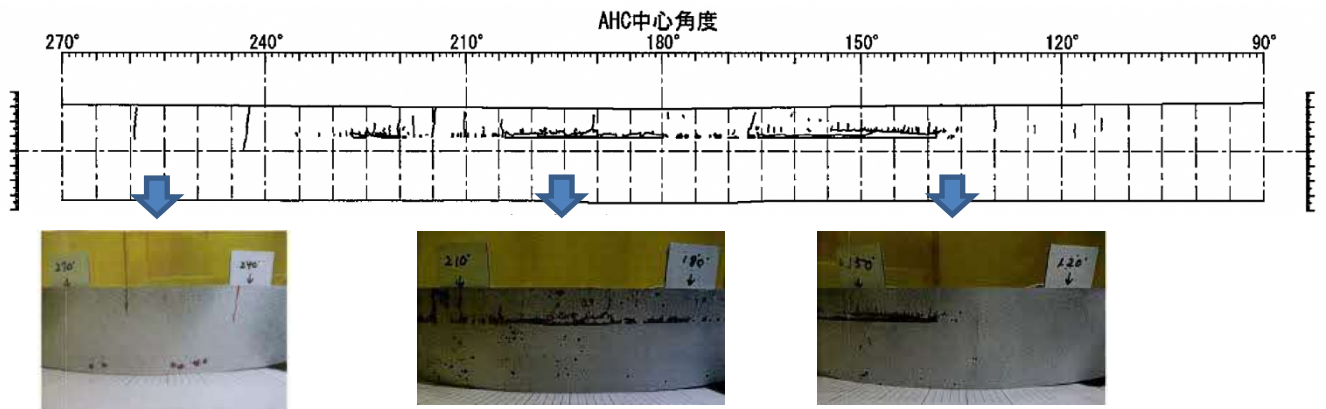
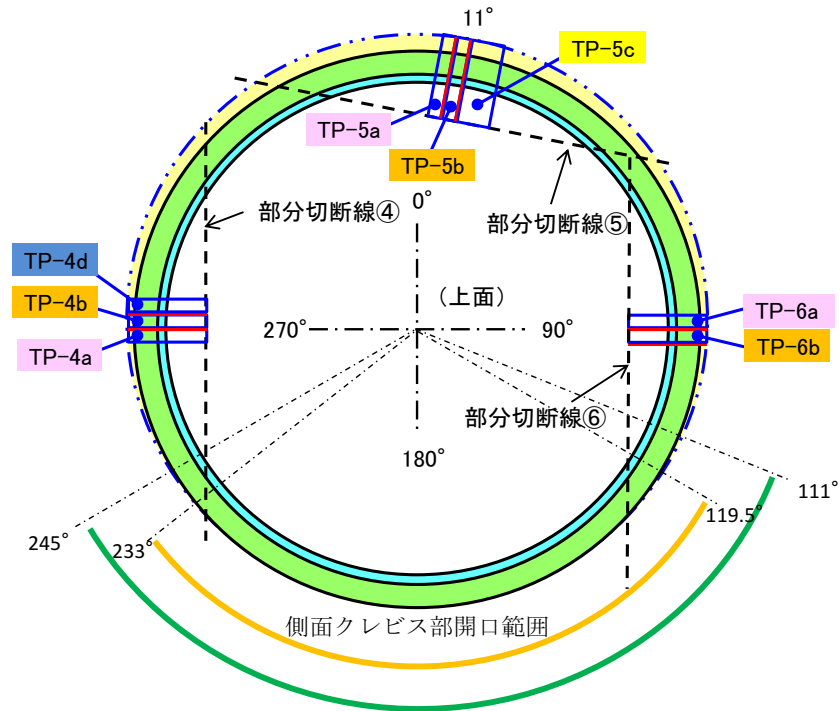


図1 PT 指示模様範囲 (線状指示模様のみ) (0° 側 AHC)

AHC の PT 結果 (180° 側 AHC)



PT 指示模様範囲 (線状指示模様のみ)

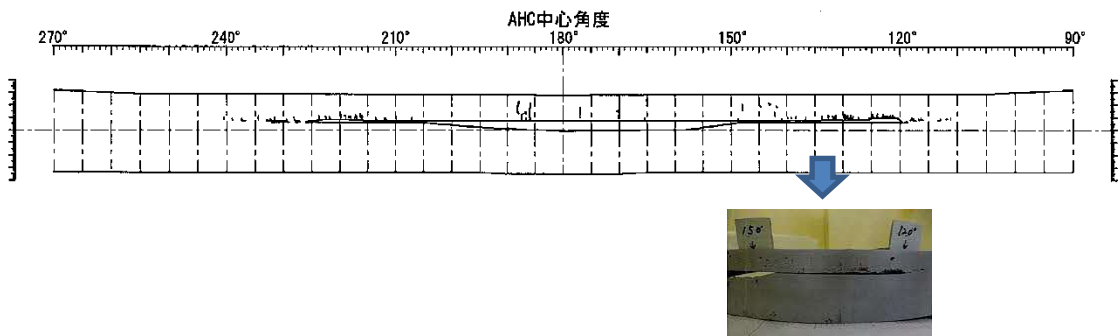


図2 PT 指示模様範囲 (線状指示模様のみ) (180° 側 AHC)

クレビス部寸法の確認結果

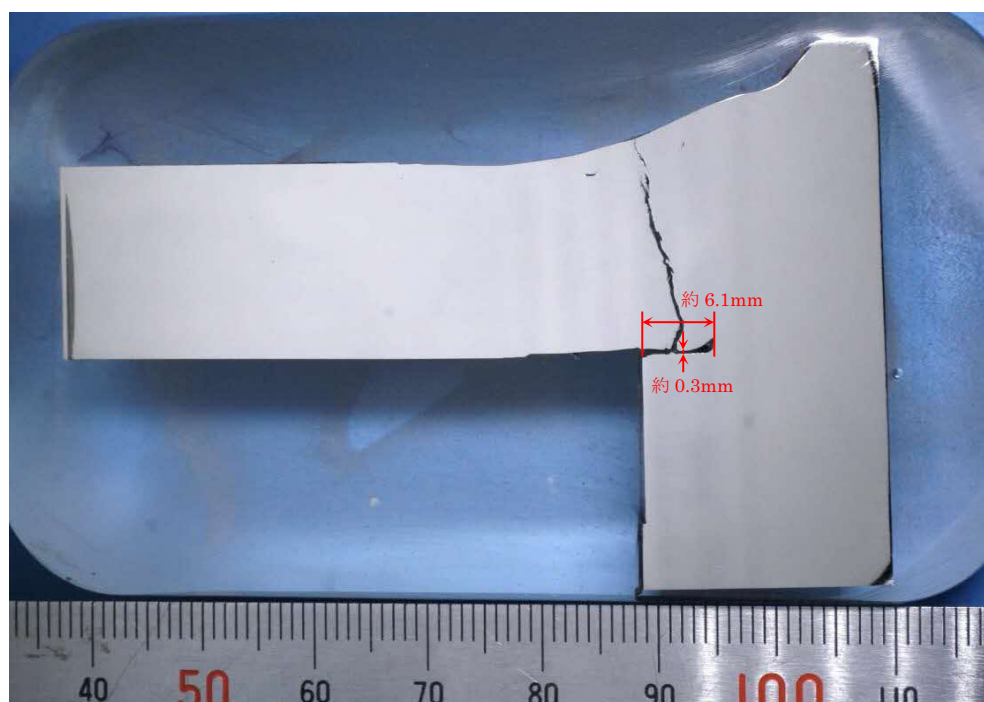


図1 クレビス部寸法の確認結果
(例として TP-2a)

SCC 発生と AHC 下面クレビス部寸法の関係

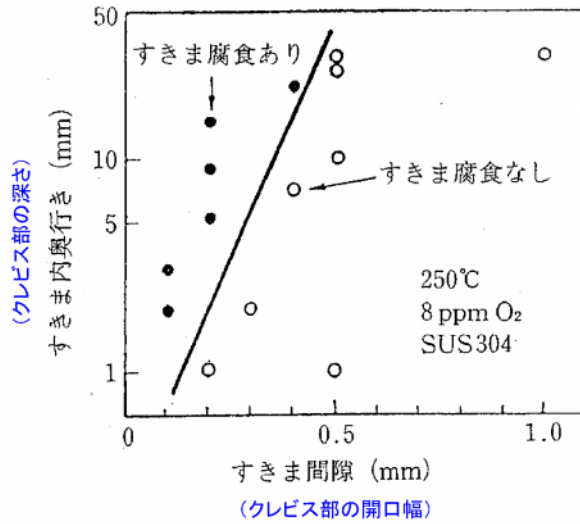


図1 高温水中でオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS304) のすきま腐食が発生したすきま寸法[1]



図2 SCC 発生試験結果に基づき策定されたクレビス定義図[2]

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

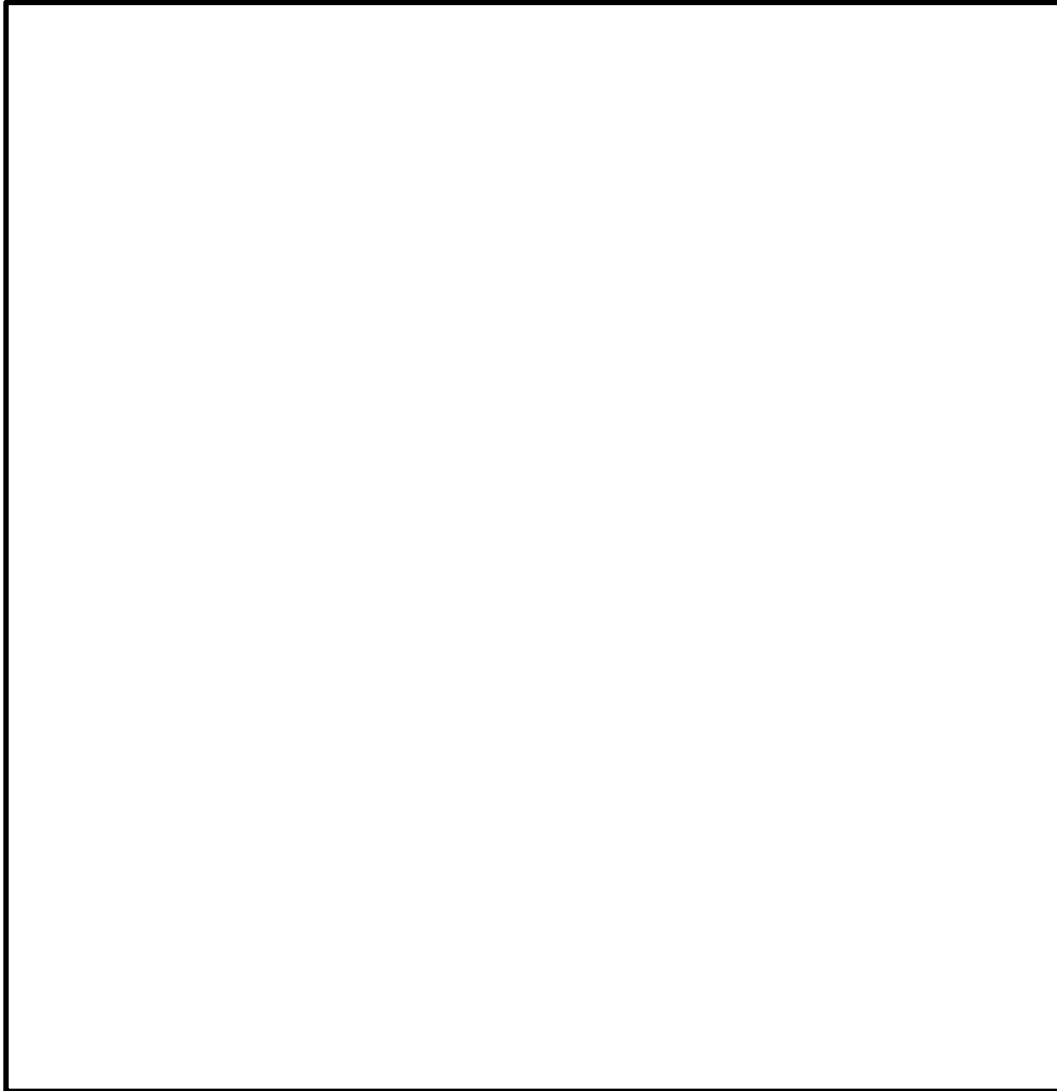


図3 実機クレビス部寸法とクレビス定義図[2]の比較
(図2の表記単位を mm に変更)

【参考文献】

- [1] 大中紀之 他 3 名, すきま構造の定量表現, 第 48 回腐食防食シンポジウム, 腐食防食協会, (1983).
- [2] Barry Gordon, The Definition of a Crevice and its Application to the BWR, (2004).

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。

断面におけるひびの観察結果

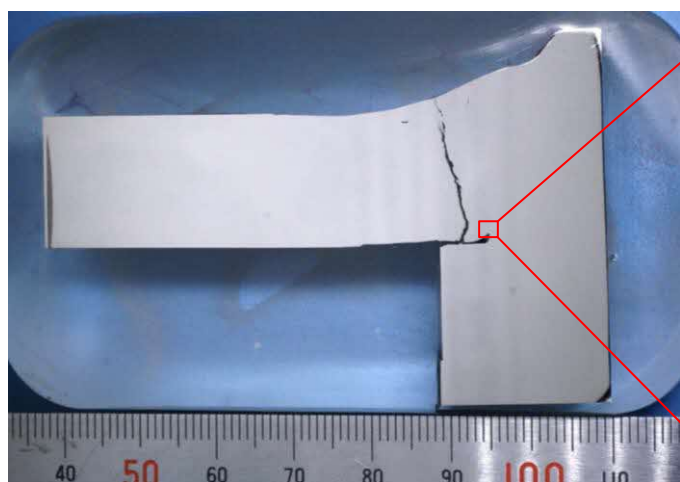


図1 AHC 上面とAHC 下面クレビス部の間で貫通していたひび（例としてTP-2a）

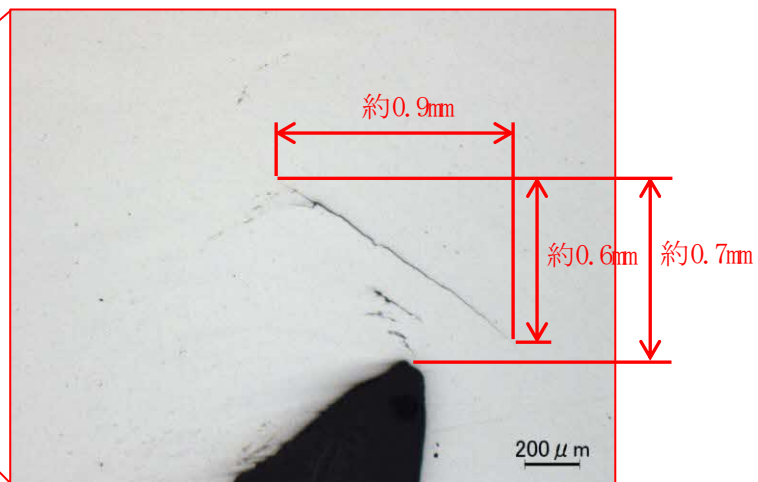


図2 クレビス先端部の微小なひび（例としてTP-2a）

断面観察におけるひび割れ形態の確認結果

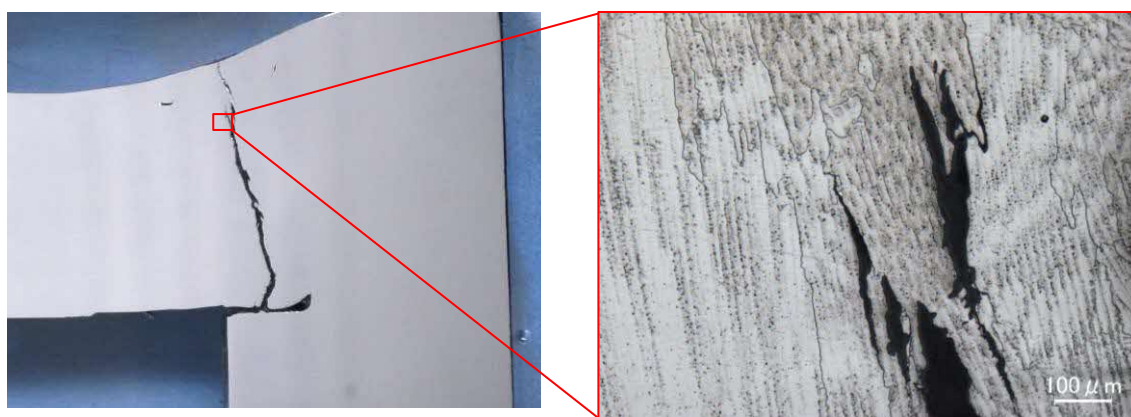


図1 AHC 上面と AHC 下面クレビス部の間を貫通しているひび（例として TP-2a）

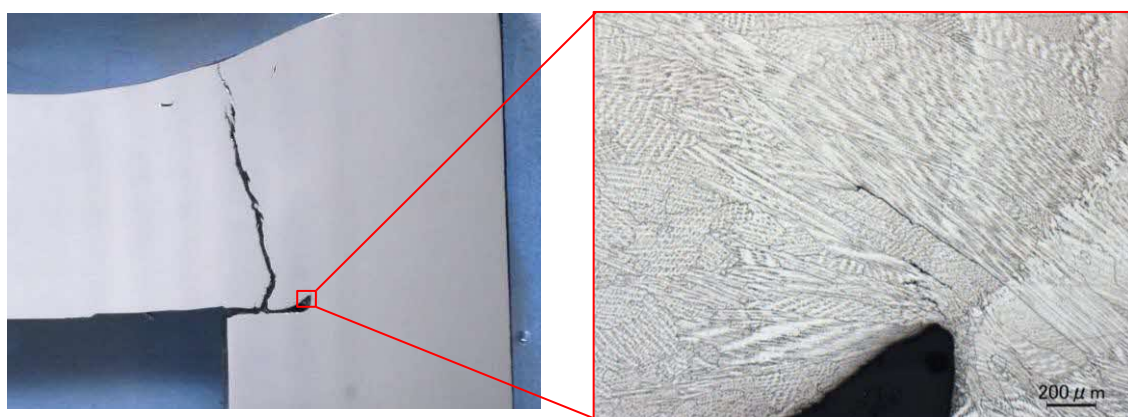


図2 溶け込み不足先端の微小なひび（例として TP-2a）

硬さ測定位置および硬さ測定結果

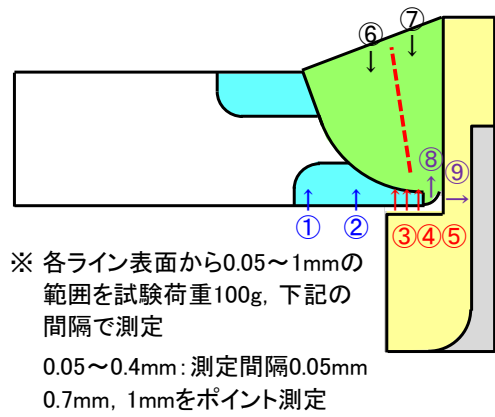


図 1-1 表面近傍の硬さ測定位置

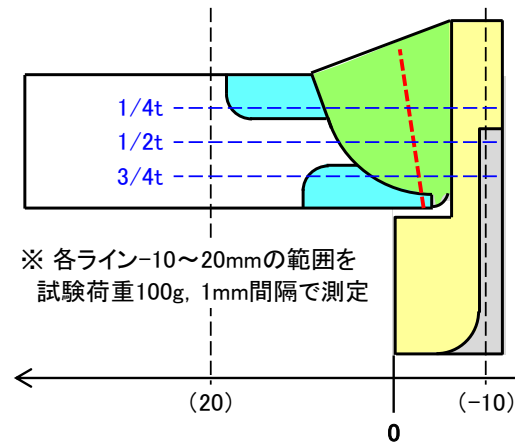


図 2-1 板厚内の硬さ測定位置

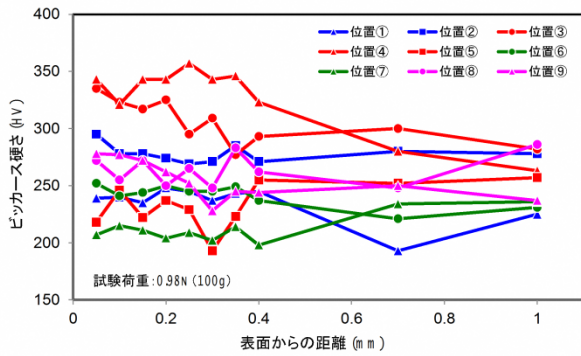


図 1-2 表面近傍の硬さ測定結果 (例として TP-2a)

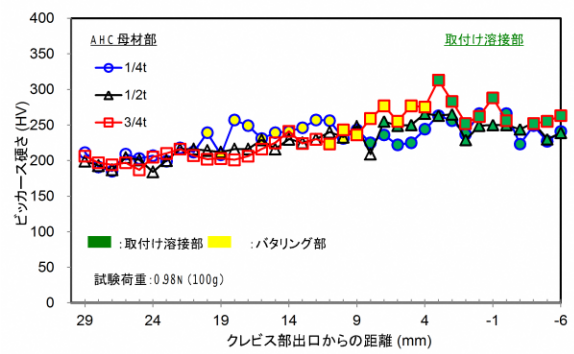


図 2-2 板厚内の硬さ測定結果 (例として TP-2a)

Ni 基合金における隙間および硬化と耐 SCC 性の関係

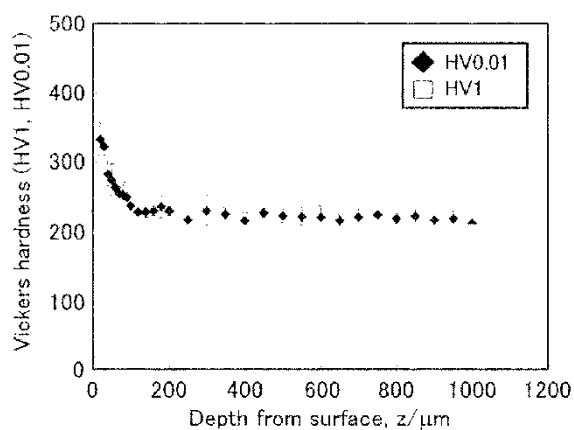


図 1-1 グラインダ加工材の断面硬さ測定結果

[供試材 : Alloy82-2]

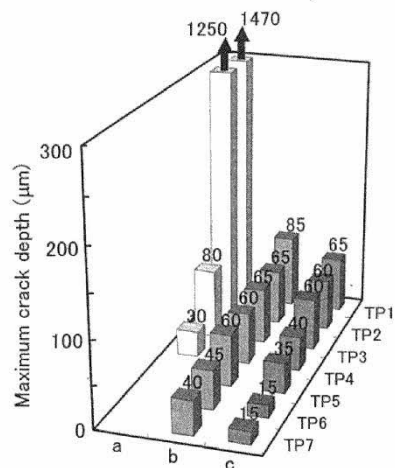


図 1-2 CBB 試験結果 (最大き裂深さ)

a : Alloy 182 Emery, 1000h

b : Alloy 82-2, Grinder, 1500h

c : Alloy 82-1, Grinder, 1500h

(TP-1~TP7 : 繰返し数, 棒グラフ上の数値 : 最大き裂深さ)

図 1 表面が硬化した 82 合金に対する CBB 試験により SCC が発生したラボ試験結果[3]

(試験温度 288°C, 溶存酸素濃度 16ppm, 導電率 0.1 μ S/cm 未満, 引張ひずみ 1%,

試験治具と試験片の隙間 0.2mm※隙間内にはグラファイトウールを挟み込む)

【参考文献】

- [3] 小島亨司, 他 8 名, 改良ニッケル基合金溶接金属の応力腐食割れ発生感受性評価, 第 57 回材料と環境討論会, A-101, (2010).

破面形状（周方向ひび）の確認結果

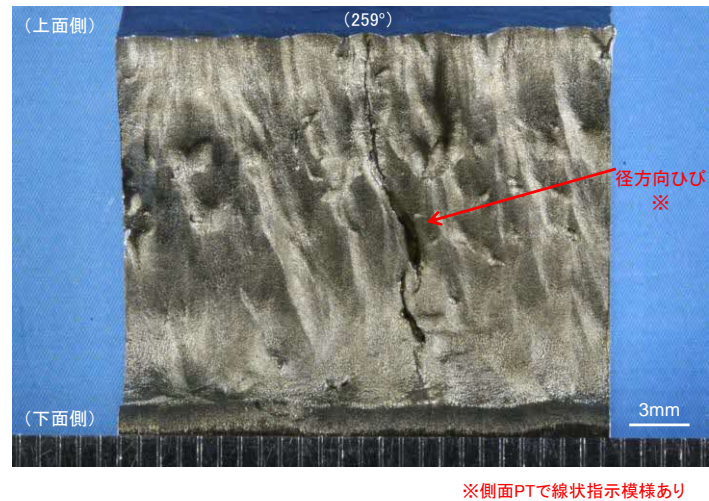


図1 破面形状の確認結果（TP-1c）

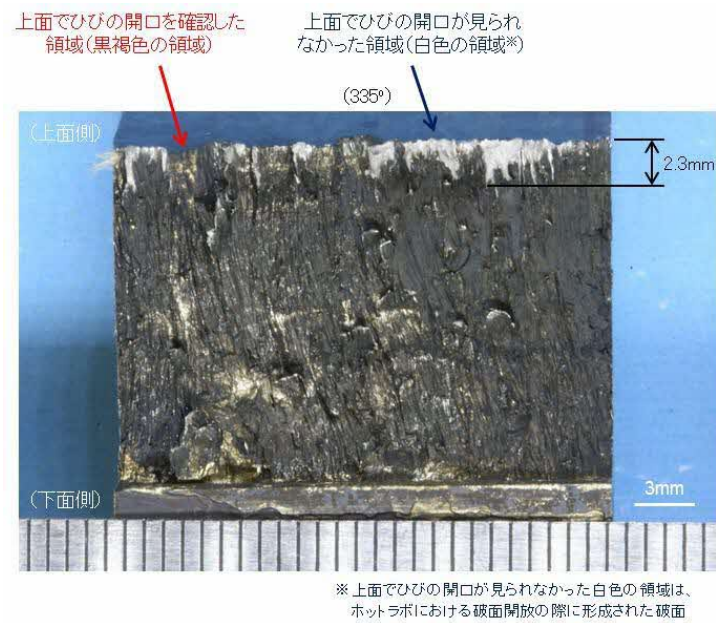


図2 破面形状の確認結果（TP-2c）

破面形態（周方向ひび）の確認結果

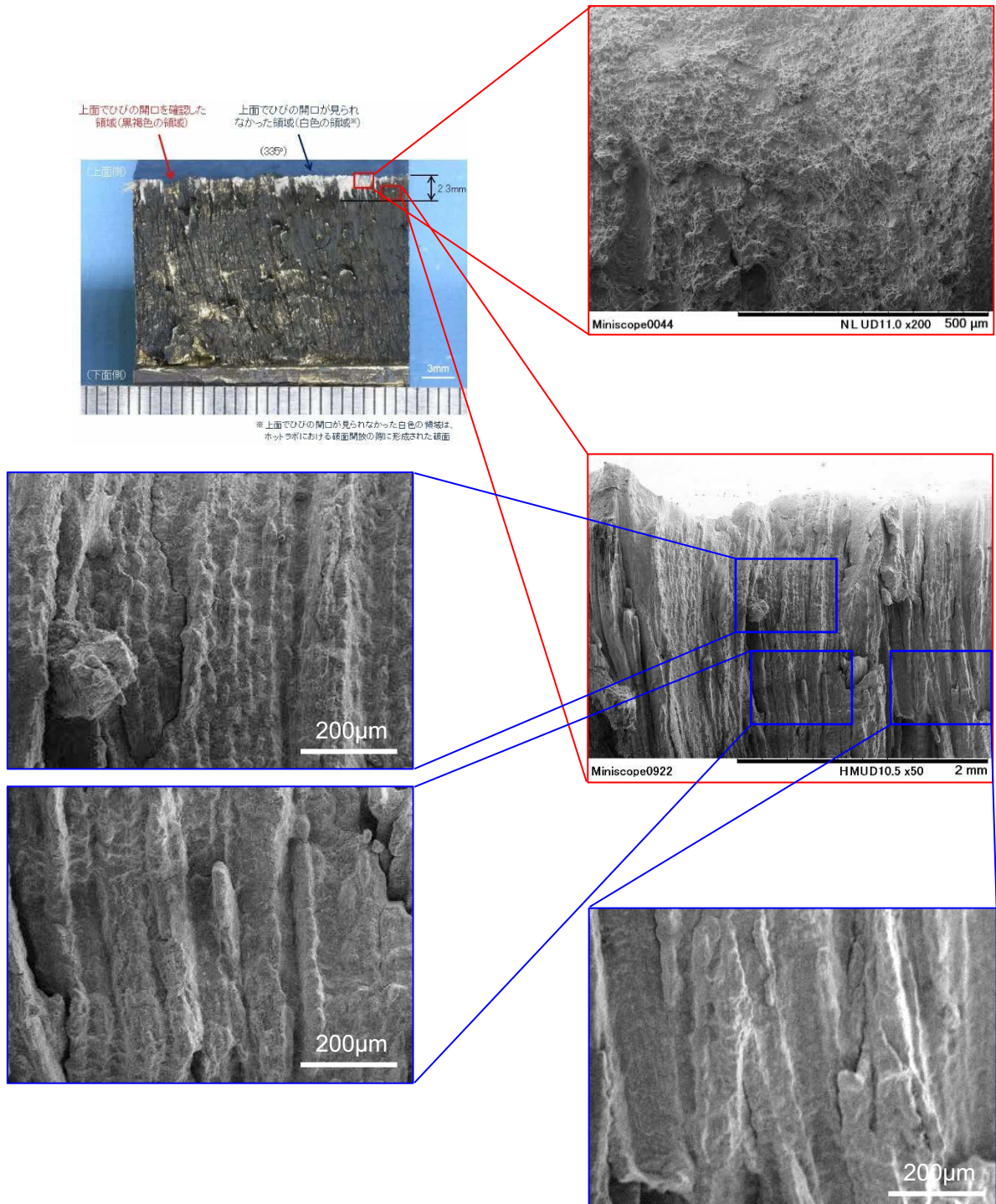


図1 破面形態の確認結果（例としてTP-2c）

破面形状 (径方向ひび) の確認結果

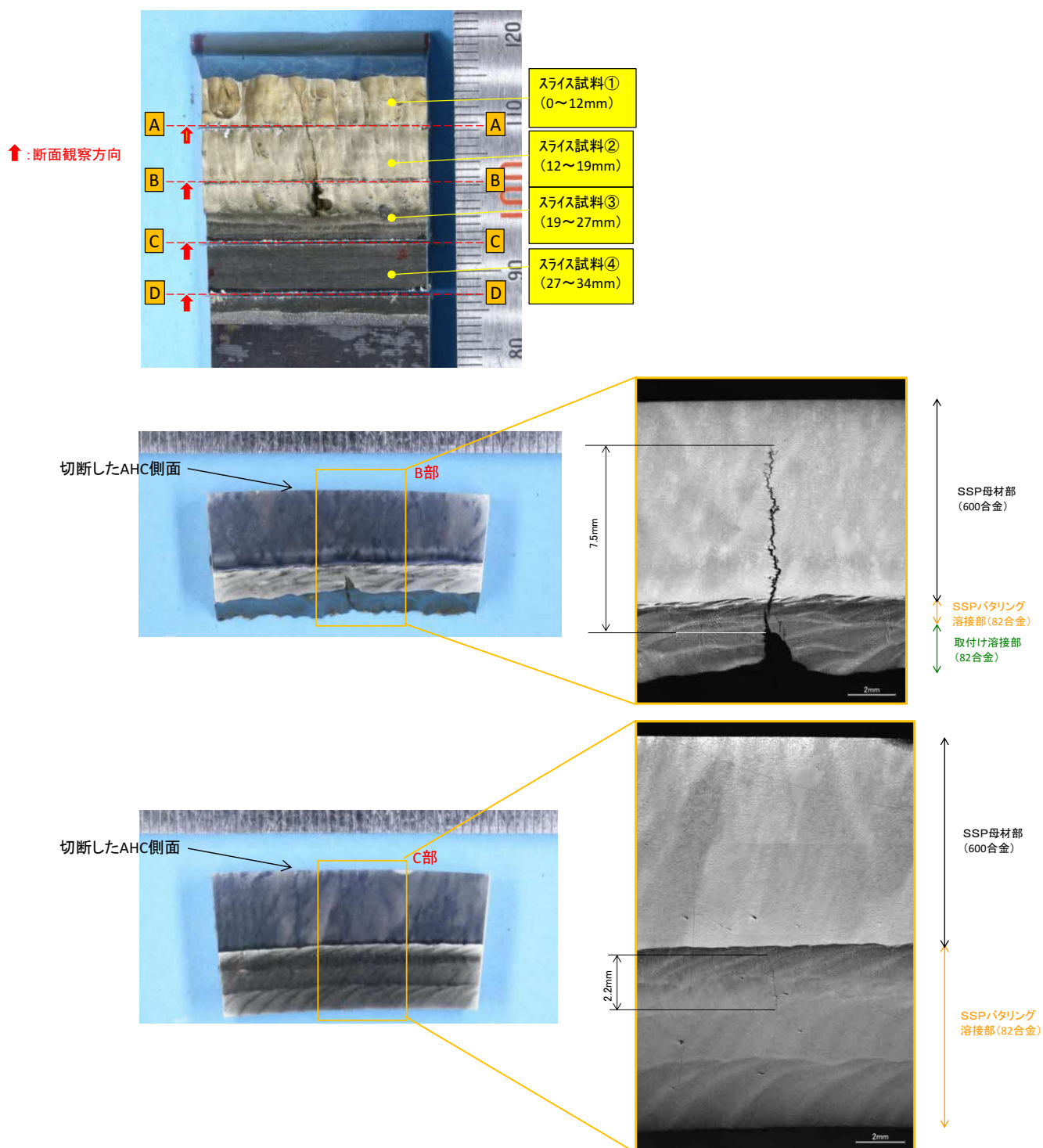


図 1 破面形状 (径方向ひび) の確認結果 (例として TP-1c ”)

破面形態（径方向ひび）の確認結果

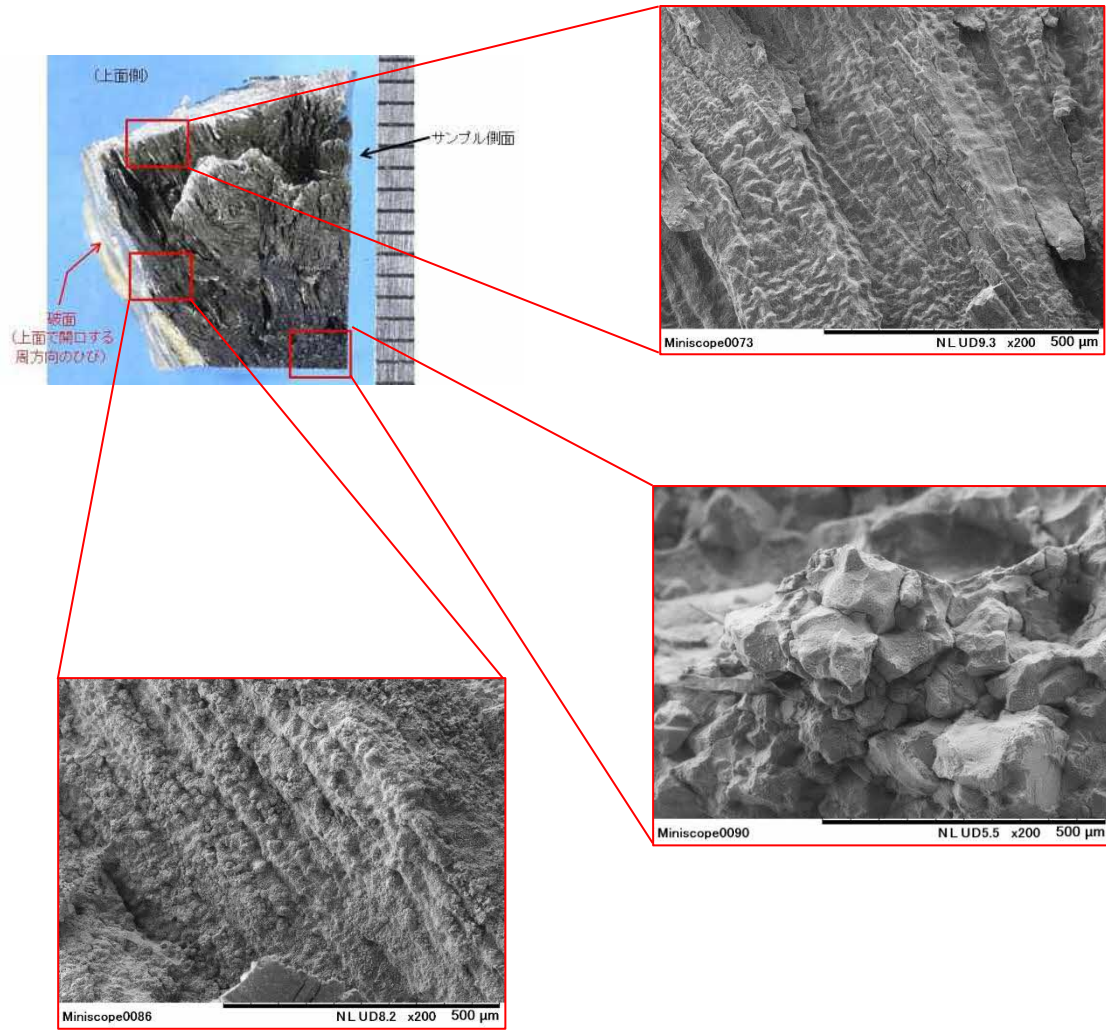


図1 破面形態（径方向ひび）の確認結果（例としてTP-1c）

82 合金および 600 合金の破面

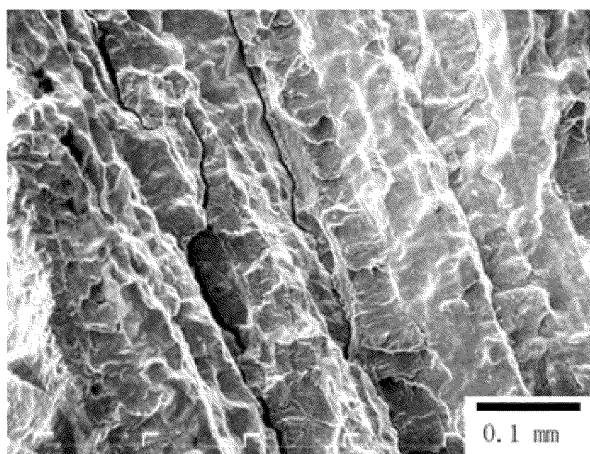


図1 82 合金の SCC 破面例[4]

(試験記号：AIAL00A, 目標 $K=15\sim 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, 試験温度 288°C , 溶存酸素濃度 $15\sim 24\text{ppm}$ 程度
入口導電率 $0.07\ \mu\text{S/cm}$, 出口導電率 $0.11\sim 0.15\ \mu\text{S/cm}$, 腐食電位 $170\sim 210\text{mV}_{\text{SHE}}$)

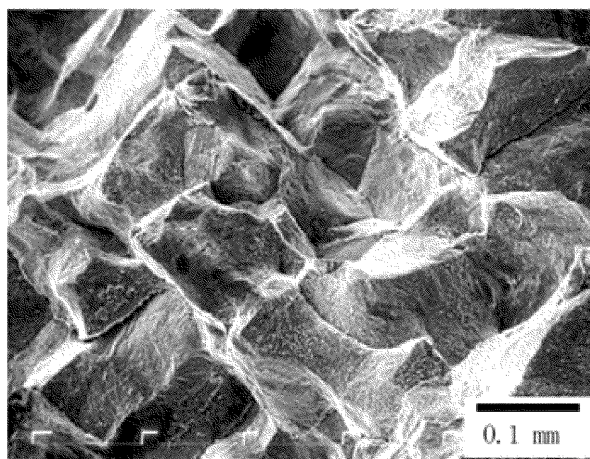


図2 600 合金の SCC 破面例[4]

(試験記号：AAAM00X, 初期 K 値 $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, 試験温度 288°C , 溶存酸素濃度 $15\sim 24\text{ppm}$ 程度
入口導電率 $0.07\ \mu\text{S/cm}$, 出口導電率 $0.11\sim 0.15\ \mu\text{S/cm}$, 腐食電位 $180\sim 210\text{mV}_{\text{SHE}}$)

【参考文献】

[4] 独立行政法人 原子力安全基盤機構, 平成16年度 高経年化対策関連技術調査等 (ニッケル基合金応力腐食割れ(SCC)進展評価手法の調査研究) に関する報告書, 05 基材報-0009, (2005).

水平方向スライス面観察結果

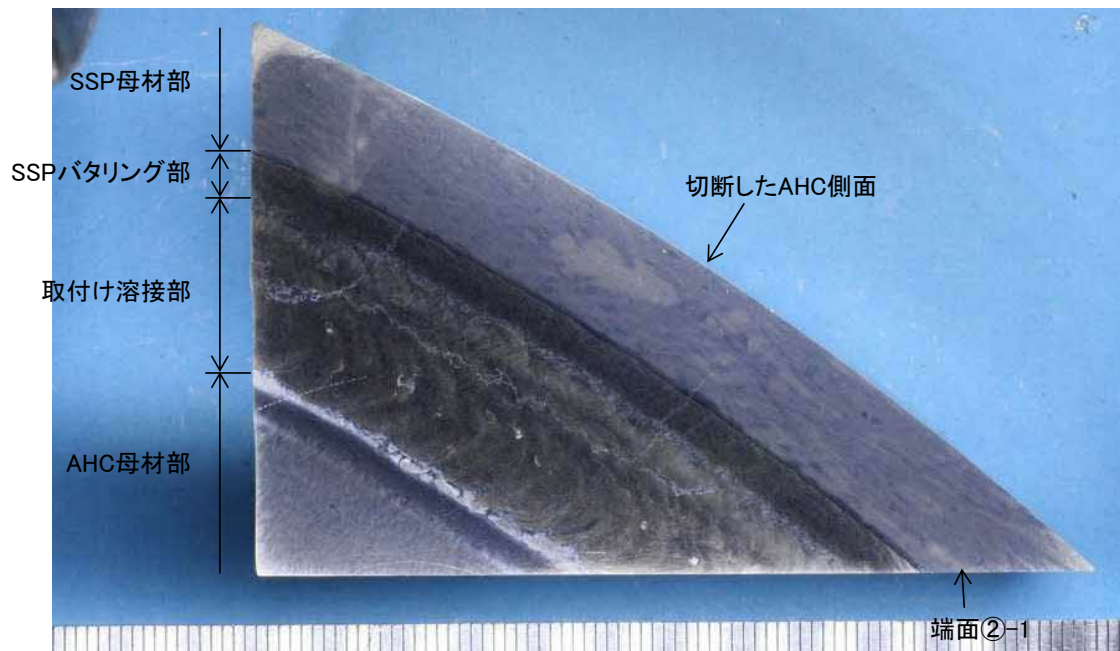


図1 水平方向スライス面観察結果 (例として TP-2e)

炉内側調査結果 (目視試験)

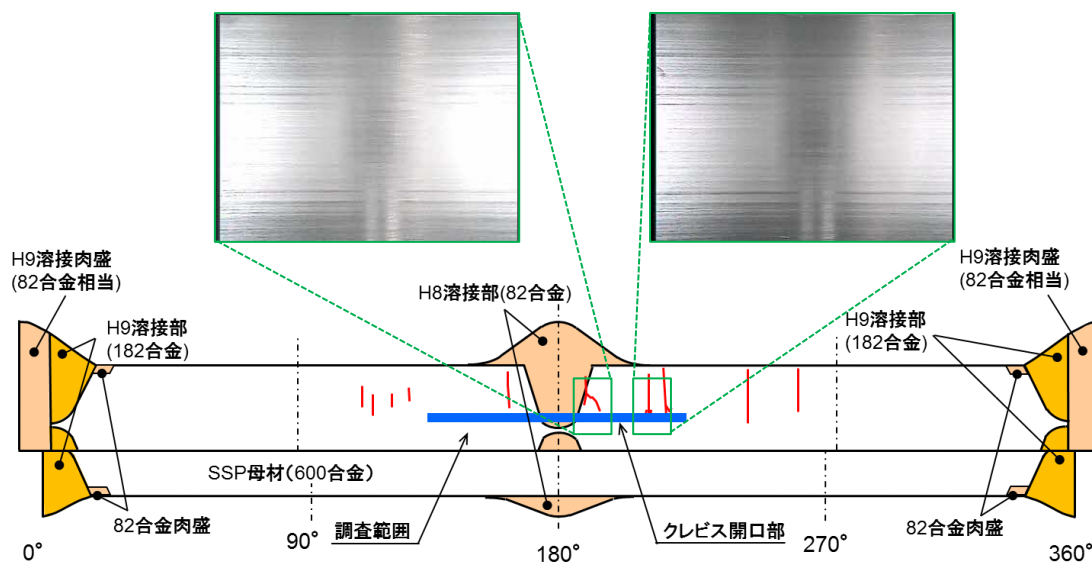


図1 アクセスホール (0° 側) 内面 目視試験結果 (例)

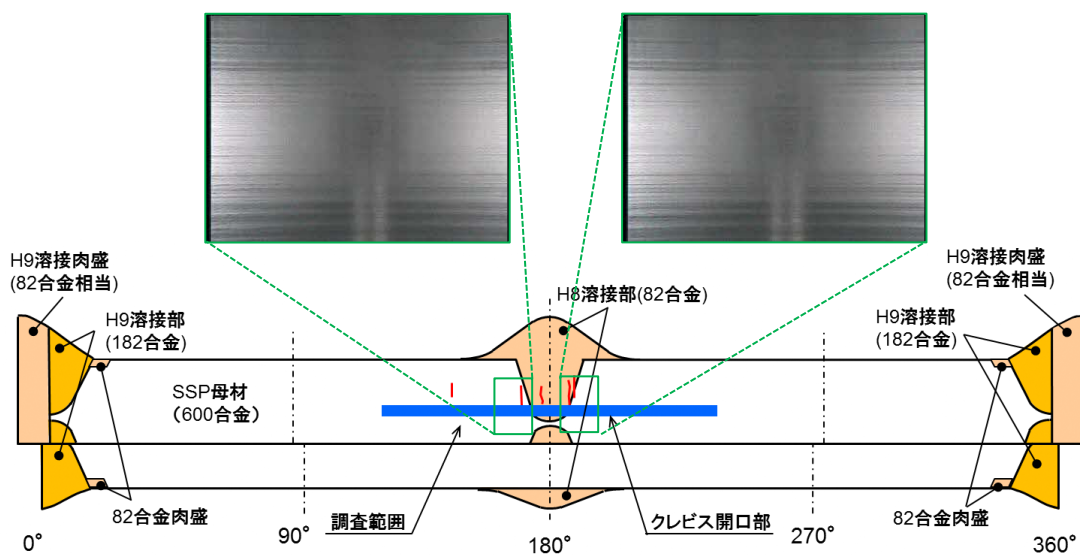


図2 アクセスホール (180° 側) 内面 目視試験結果 (例)

炉内側調査結果 (渦電流探傷試験)

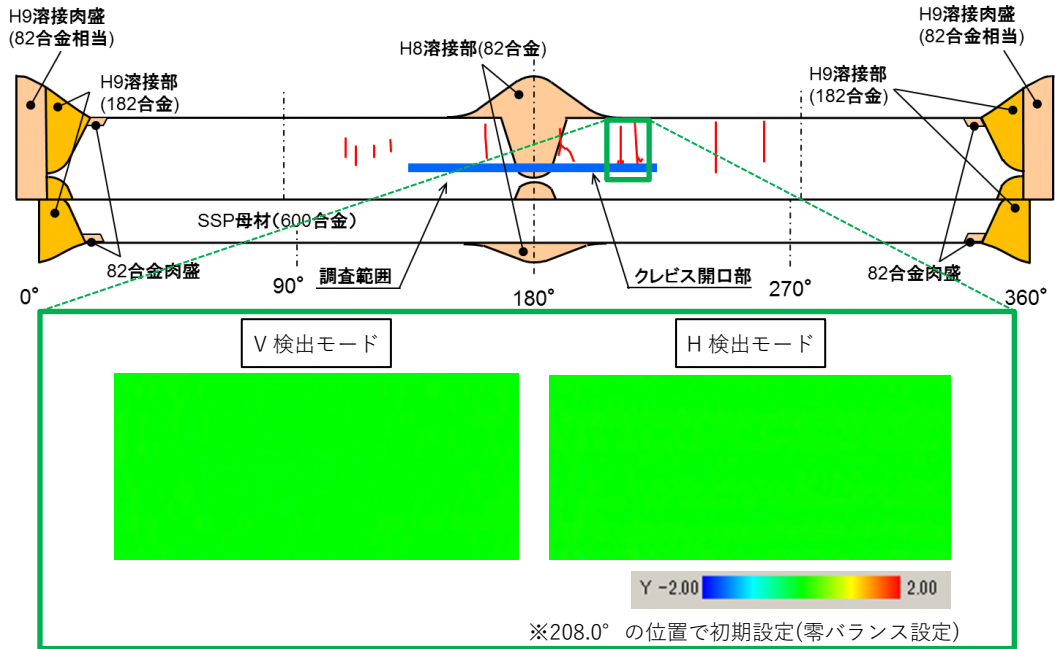


図1 RPV0° 側 PT 指示対向部の ECT 結果 (周波数 100kHz, C スコープ画像) (例)

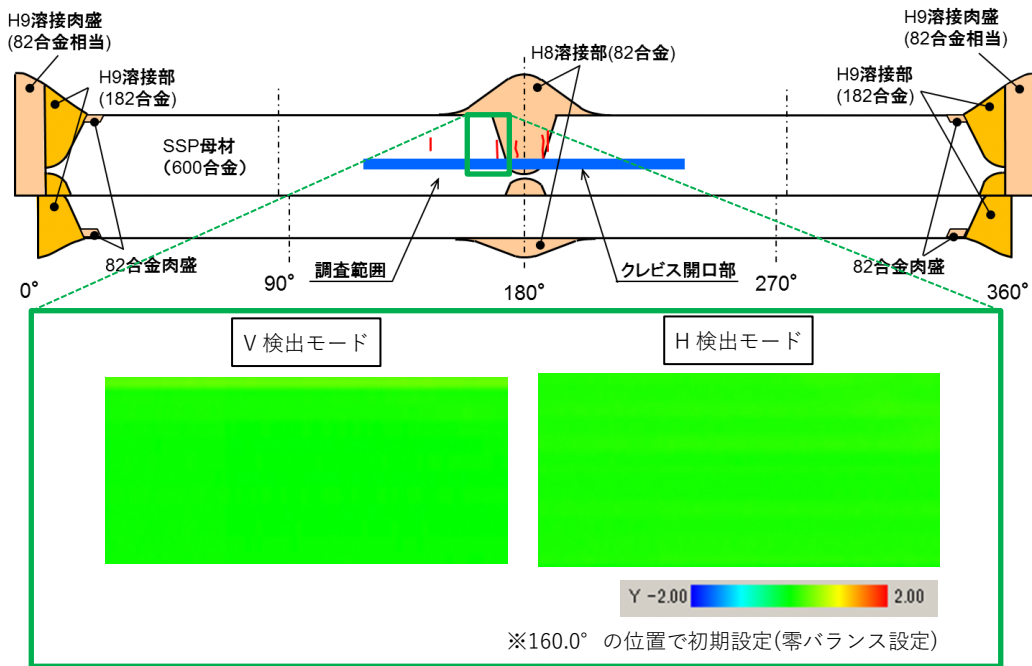


図2 RPV180° 側 PT 指示対向部の ECT 結果 (周波数 100kHz, C スコープ画像) (例)

ニッケル基 600 系合金の延性について

ステンレスの破壊靱性については、「日本機械学会 発電用原子力設備規格 維持規格(JSME SNA1-2008)」にデータが記載されており、破壊靱性値は、溶接施工法や試験温度等で異なるが、概ね 47~1148kN/m (kJ/m²) の範囲である (図 1 参照)。

一方、ニッケル基 600 系合金の破壊靱性については、(財)発電設備技術検査協会で作られたデータに対し、JSME S001-1992「弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法増補第 1 版」によって求めた流動応力から破壊靱性を読み取った結果が参考文献[1]にて報告されており、0℃および 289℃に対してそれぞれ 600kN/m(kJ/m²)、470kN/m (kJ/m²)である (図 2 参照)。また、同参考文献[1]にて、82 合金溶接金属の破壊靱性試験結果も報告されており、破壊靱性は室温 20℃の 2 回の試験で 1115kN/m (kJ/m²)、1150kN/m (kJ/m²)となっている (図 3 参照)。

これらのデータより、ニッケル基 600 系合金は、ステンレスと同様に十分延性を有する材料と考えられる。

なお、ニッケル基合金に対して 2 倍勾配法を適用することに関しては、多くの研究成果が報告されており、関連する論文および報告書を参考文献[2]~[6]に示す。

参考文献[2]では、平板試験体を用いた室温での破壊試験結果から、ニッケル基 600 系合金の破壊挙動は、欠陥形状および母材と溶接金属の違いによらず、大きな塑性変形を伴い、延性亀裂が発生した後に最大荷重に至ることを報告しており、2 倍勾配法により評価が可能であると結論付けている。

また、参考文献[6]では、BWR シュラウドサポートを対象とした実機溶接部モデル破壊試験を実施し、2 倍勾配法を用いた破壊評価の適用性を確認したことが報告されている。

これらの研究成果からも、ニッケル基合金を材料とするシュラウドサポートの破壊評価において、2 倍勾配法を適用することは妥当であると考えられる。

【参考文献】

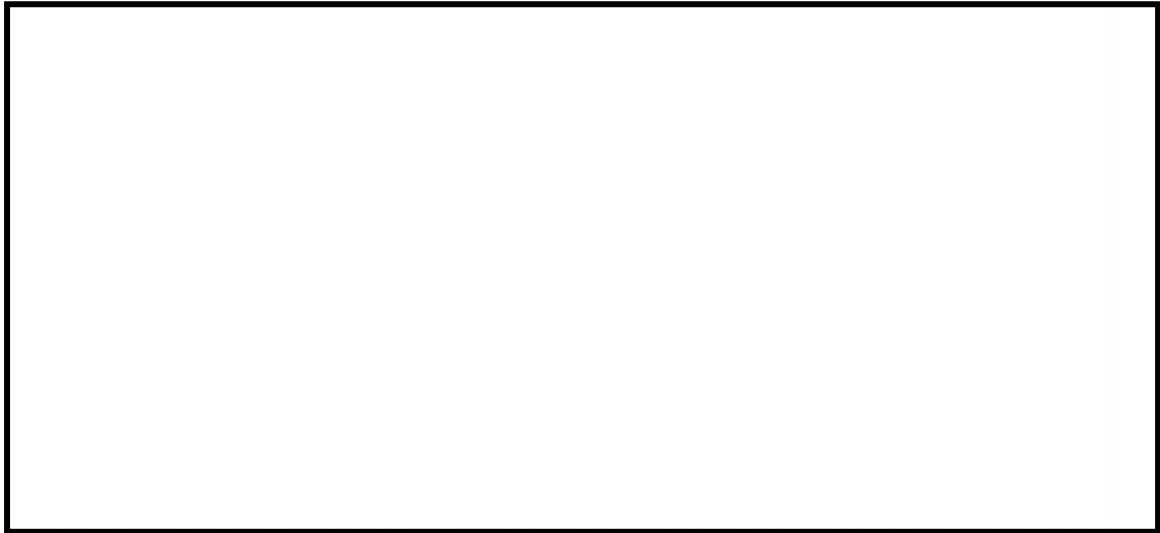
- [1] 財団法人 発電設備技術検査協会 「CRD スタブチューブ溶接部の封止溶接工法確性試験報告書」、平成 17 年 11 月
- [2] 小川和夫、宮崎克雅、斎藤高一、“平板試験体を用いた Ni 基合金溶接部の破壊評価手法に関する検討”、M&M2008 材料力学カンファレンス、2008 年 9 月 16 日~18 日、GS0706
- [3] Masao Itatani, et al, “Evaluation of Fracture Characteristics of Ni-Base Weld Metal for BWR Components”, Proceedings of the ASME 2009 Pressure Vessel and Piping Division Conference, PVP 2009, July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic, PVP2009-77720

- [4] Masao Itatani, et al, “Fracture Assessment for Butt Welded Plate of Ni-Based Alloy”, Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessel & Piping Division / K-PVP Conference, PVP 2010, July 18-22, 2010, Bellevue, Washington, USA, PVP2010-25645
- [5] Katsumasa Miyazaki & Koichi Saito, “Ductile Fracture Strength of Ni-Based Alloy with an Inch Thickness”, Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessel & Piping Division / K-PVP Conference, PVP 2010, July 18-22, 2010, Bellevue, Washington, USA, PVP2010-26120
- [6] 独立行政法人 原子力安全基盤機構 「平成 21 年度 ニッケル基合金溶接金属の破壊評価手法実証(NFA)に関する事業報告書」、平成 22 年 12 月、10 原高報 - 0007



図 1 オーステナイト系ステンレス鋼の破壊靱性
(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 解説 E-17 表 1)

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。



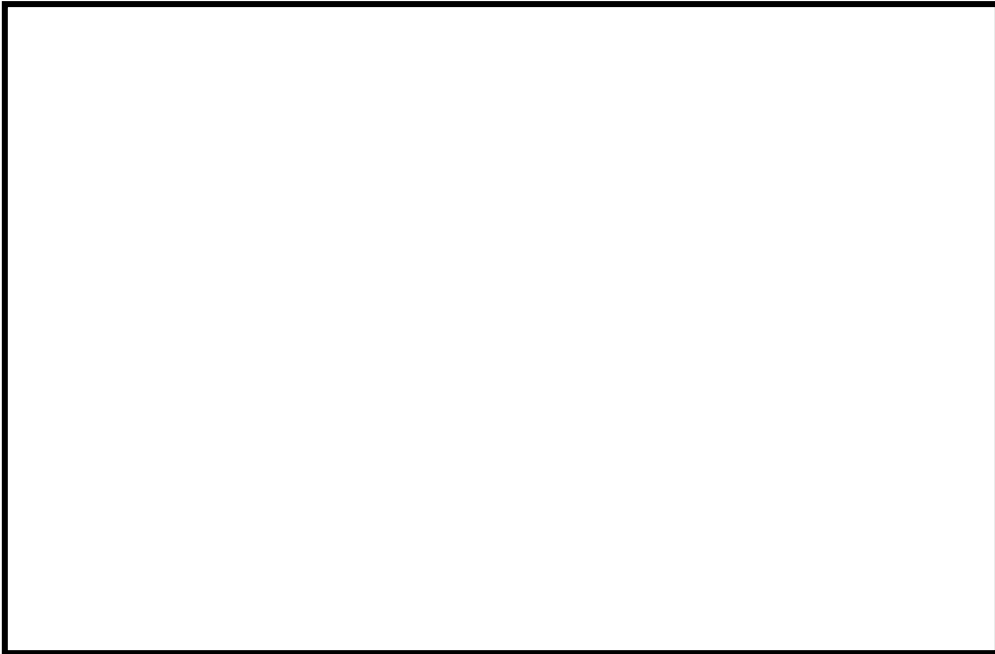
(1) Effect of Thermal Aging on J-R Curves of SB166 at 0 °C (Aging Condition : at 400°C for 1600 hrs)



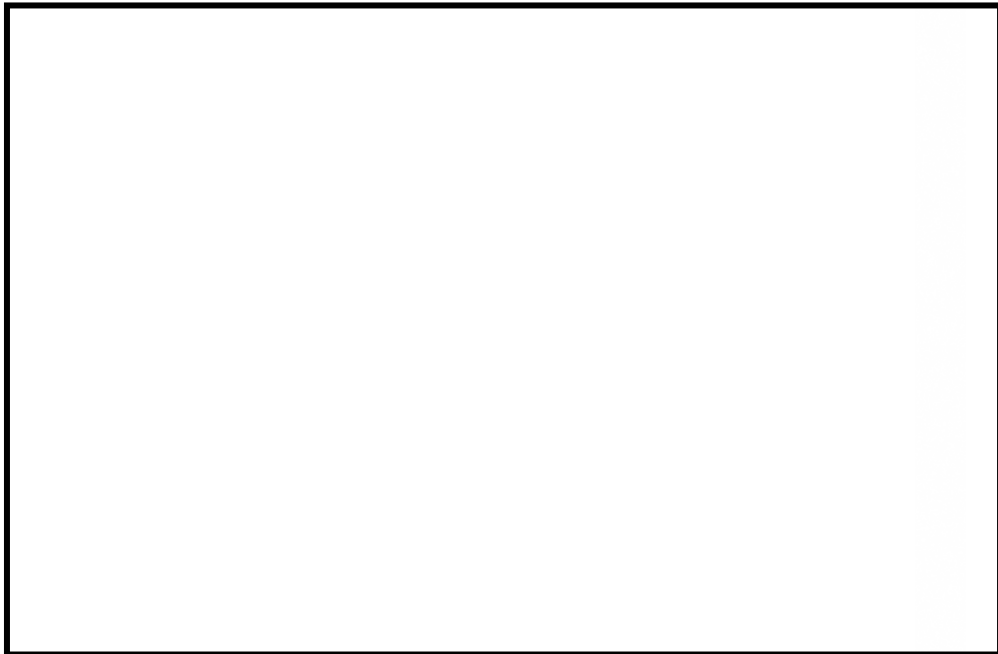
(2) Effect of Thermal Aging on J-R Curves of SB166 at 289 °C (Aging Condition : at 400°C for 1600 hrs)

図 2 ニッケル基 600 系合金の破壊靱性試験結果 (J-R カーブ) ^[1]

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。



(a) その1



(b) その2

図3 82合金溶接金属の破壊靱性試験結果 (J-R カーブ) ^[1]

本資料のうち、枠囲みの内容は機密に係る事項のため公開できません。