

# BWR におけるステンレス鋼鑄鋼製機器の熱時効評価の技術基盤

Technical basis of thermal aging evaluation of stainless steel cast steel components in BWR

電中研	新井 拓	Taku ARAI	Member
電中研	三浦 靖史	Yasufumi MIURA	Member
電中研	澤部 孝史	Takashi SAWABE	
電中研	別役 潔	Kiyoshi BETSUYAKU	

## Abstract

Aging management technical evaluation is required for LWRs every 10 years at and after 30 years operation in Japan. Thermal aging evaluation of austenitic cast stainless steel components is one of the items of aging evaluation. Technical basis of thermal aging evaluation for BWR components such as thermal aging behavior of cast stainless steel used in Japanese BWRs, applicability of thermal aging prediction models and basic way of integrity evaluation of the components are described in this paper.

**Keywords:** BWR, Cast stainless steel, Thermal aging, Aging management technical evaluation, Technical basis

## 1. はじめに

オーステナイト系ステンレス鋼鑄鋼は、強度や耐食性および溶接性に優れることから、PWR の一次冷却水配管を始め、BWR のポンプケーシングや弁などに使われている。オーステナイトとフェライトの2相組織を持つオーステナイト系ステンレス鋼鑄鋼は、300°C以上の温度に長時間曝されると延性や破壊靱性が低下する熱時効脆化（以下、単に熱時効と呼ぶ）を生じることが知られている[1], [2]。このため、高経年化対応において着目すべき経年劣化事象の一つと考えられており、高経年化技術評価における経年劣化評価項目の一つに挙げられている[3]。熱時効は温度が高い程早く進行することから、当初は冷却材温度が320°C程度と高いPWRが対象と考えられており、冷却材温度が290°C程度と低いBWRの機器については高経年化技術評価の対象と考えられていなかった。しかし、国外の実機廃去材の調査から300°C以下の温度においても熱時効による靱性低下の傾向が認められたという知見[4]などを反映し、250°C以上の環境温

度に曝される機器を評価対象とすることになった[5]。このため、現在ではBWR機器についても評価の対象となっている。PWRではBWRに先んじて破壊靱性予測モデル（H3Tモデル）の開発[6]や健全性評価手法の整備が行われた。BWRの機器についてもPWRと基本的に同じ手法で評価可能であると考えられたが、H3Tモデル開発時のデータベースにBWRのステンレス鑄鋼機器の主要材料の一つであるSCS16A鋼が含まれていなかったこと、PWRの評価対象機器とBWRの評価対象機器が異なること、使用温度条件がPWRよりも低いことから、PWR向けに整備された技術基盤のBWRへの適用性の確認を中心にBWRの技術基盤の整備が行われてきた[7]-[10]。本報では、(一財)電力中央研究所[7]-[9]やBWR電力とプラントメーカーによる電力共通研究[10]で行われてきたBWRに対する技術基盤の整備について紹介する。

## 2. 熱時効特性

国内BWRのステンレス鑄鋼機器に主に使用されている材料は以下である。

- ・ JIS G5121 SCS13、SCS14、SCS16A（ASTMA351 CF3Mを含む）、SCS19A（CF3を含む） [11], [12]

このうち、高経年化技術評価における熱時効評価の代表機器となる可能性がある再循環ポンプや再循環系入り口弁に使用されている SCS16A については、熱時効挙動に関する知見が少ないこと、H3T モデル開発時のデータベースに含まれていないことから、SCS16A の熱時効特性の把握と破壊靱性モデルの適用性に関する検討が行なわれた[7][10]。

## 2.1 熱時効特性の把握

オーステナイト系ステンレス鋼は、鍛込み時の凝固過程でフェライト相が形成されるため、オーステナイトとフェライトの2相からなる金属組織を有している。ステンレス鋼の金属組織の例を図1に示す。軽水炉の運転中の冷却材温度～400℃程度の加速熱時効温度に曝されると以下のマイクロ組織的な変化が生じる[7], [13]。フェライト相中のCr濃度に濃淡が生じる相分離が起こる。また、Ni、Mn、Siを主たる構成元素とする析出物が析出する。これらのマイクロ組織的な変化により、フェライト相が硬化し、脆くなることが靱性低下を生じる原因である。SCS16A 熱時効材のフェライト相に対するアトムプローブ分析で得たアトムマップの例を図2に示す[8]。同図のCrのマップにおいて、時効温度が高い程、濃淡が明確に表れており、相分離によりCrの分布に濃淡が生じていることが認められる。Ni、Si、Mn、Moのマップにおいては、温度が高くなると濃度が高いスポットが出現し、Ni、Si、Mn、Mo等から形成される析出物が析出していることが分かる。

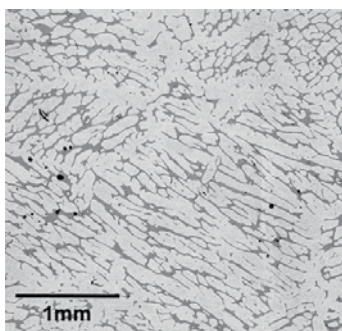


図1 ステンレス鋼の金属組織の例 (SCS16A、静鍛造、フェライト量: 20%(実測値)) (色の薄い部分がオーステナイト相、濃い分がフェライト相である。)

図3に相分離の程度を表す Variation と時効時間の関係を示す[8]。時効温度 300℃以上では、時効時間の増加と共に Variation の値が増加すること、同じ時効時間で比較すると時効温度が高い程 Variation の値が大きいことが分か

る。一方、時効温度 275℃では 15000 時間の時効では Variation の値に変化が認められない。

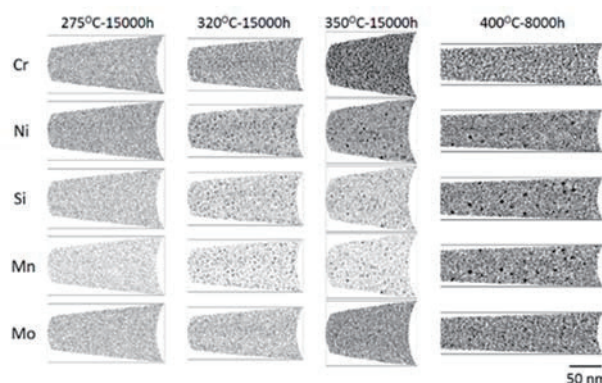


図2 ステンレス鋼熱時効材のアトムマップの例 (SCS16A、静鍛造、フェライト量(ASTM A800) : 23.9%) [8] (各マップ上の点はそれぞれの元素の原子1個を示す。)

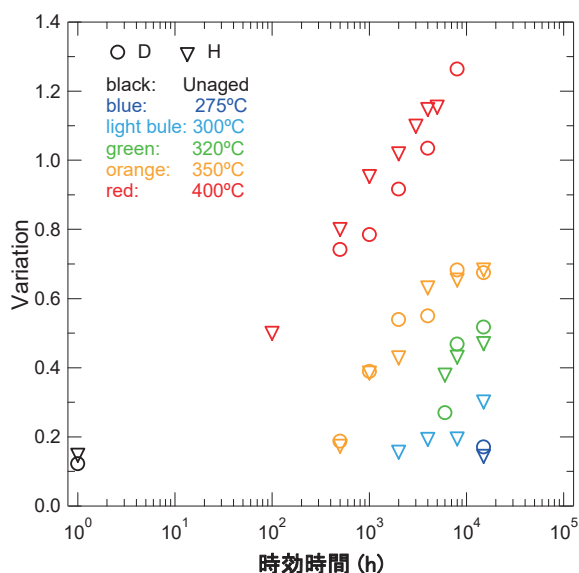


図3 Crの相分離の程度を表す指標 (Variation) と時効時間の関係 (SCS16A、静鍛造、フェライト量(ASTM A800)、D:23.9%、H:17.3%) (Variationの値が大きいほど、相分離が進行していることを意味する。)[8]

熱時効によるフェライト相の硬さ変化の例を図4に、熱時効に伴う延性亀裂進展抵抗の低下の例を図5に示す[9]。図4に示されるようにフェライト相の硬さは時間の増加と共に増加する。増加の度合いは時効温度が高い程大きい。図5に示されるように延性亀裂進展抵抗は時効時間と共に低下することが判る。これらのマイクロ組織変化や硬さの増加、延性亀裂進展抵抗の低下などの現象は、SCS13(CF8)やSCS14A (CF8M)等と基本的で同じであった[1], [6], [14]。

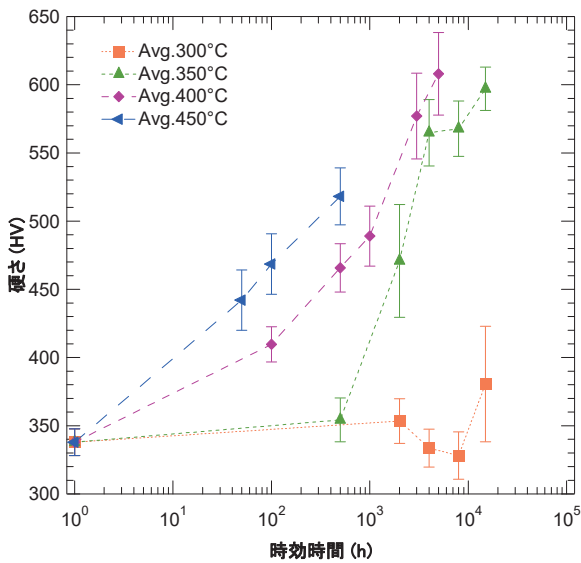


図4 SCS16A 鋼のフェライト相の硬さと時効条件の関係[9]  
(フェライト量(ASTM A800):17.3%)

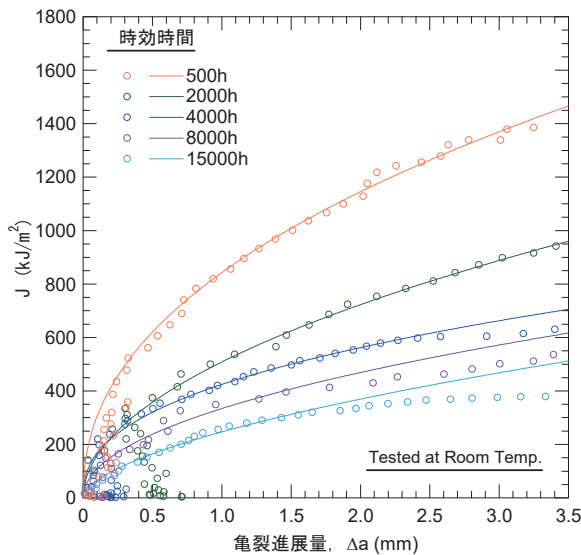


図5 SCS16A 鋼の熱時効による延性亀裂進展抵抗 ( $J-\Delta a$ ) の低下の例[9] (フェライト量(ASTM A800):17.3%)

## 2.2 熱時効に対する影響因子

ステンレス鋼の熱時効に対する主たる影響因子は、フェライト量、時効時間、時効温度である[1], [6], [14]。以下に各因子の影響について示す。

### (1) フェライト量

同じ製造方法と時効温度、時効時間で比較した場合、フェライト量が多いほど靱性低下の程度は大きくなる。化学組成はフェライト量を決める主要な因子であり、Cr 当量/Ni 当量比が大きいくほど、フェライト量が大きくなる。

### (2) 時効時間

熱時効は時効時間と共に進行し、時効時間が長いほど熱時効の程度が大きくなる。

### (3) 時効温度

同じ材料条件、時効時間であれば時効温度が高いほど時効が進む。軽水炉機器について熱時効を考慮すべき温度は 250°C 以上とされている。

## 3. 破壊靱性予測

### 3.1 破壊靱性予測モデル

熱時効による靱性低下に関して、米国、日本、仏国で以下の予測モデルが提案されている。

- ANL モデル Rev.2 : 米国アルゴンヌ国立研究所が開発してモデルであり、米国プラントの運転期間延長申請時の評価に用いられている。[14]
- H3T モデル : 我が国の PWR を評価対象として開発されたモデルであり、国内 PWR の評価に用いられている。[6]
- EDF モデル : フランスの EDF が評価に用いているモデル。[15]

いずれのモデルも 2.2 で示した影響因子である材料の化学組成、時効温度および時効時間 (保持時間) を入力パラメータとして、破壊靱性特性を予測する。わが国では PWR で使用されている材料と使用条件を考慮して開発された H3T モデルが評価に用いられている[6]。H3T モデルを開発したときのデータベースに BWR の主要材料である SCS16A が含まれていないこと、評価温度条件 320°C 以上を想定したモデルであることから、H3T モデルを BWR の評価に使用するためには、これらの点について確認する必要がある。

### 3.2 破壊靱性予測モデルの適用性

SCS16A の加速熱時効材の破壊靱性 ( $J_{2.5}$ ) の実測値と H3T モデルを用いて求めた予測値の関係を図 6 に示す[8]。 $J_{2.5}$  は延性亀裂進展抵抗において亀裂が 2.5mm 進展した時点での延性亀裂進展抵抗である。H3T モデルによる予測値は実験による実測値を下回っており、H3T モデルを用いることにより保守側の評価が可能であることが分かる。同モデルの低温側への拡張については、日本の BWR で長時間使用されたポンプケーシング、弁箱、弁体から採取した材料から破壊靱性等の材料特性値を取得すると共に、H3T モデルを用いた予測との比較を行った

[10]。また、新型転換炉原型炉ふげんの解体時にも同様の調査が行われた[16]。これらの結果から、BWR 温度についても H3T モデルを用いて安全側の評価が行えることが確認された。

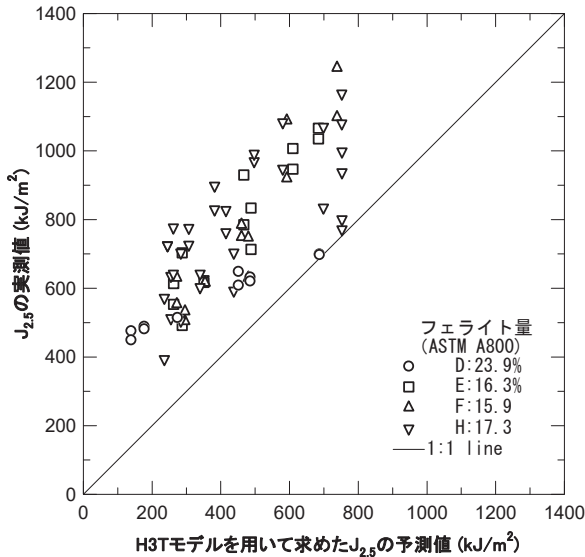


図6 H3T モデルを用いて予測した  $J_{2.5}$  の予測値 (325°C) と弾塑性破壊靱性試験による実測値 (288°C) の比較 [8]

## 4. 健全性評価

### 4.1 健全性評価の流れ

高経年化技術評価においては、以下の該当するステンレス鋼機器から評価対象機器、部位を選定し、保守的に仮定した仮想亀裂に対する健全性を評価している[1]。

評価対象機器の選定条件

- ・ 使用温度が 250°C 以上
- ・ 亀裂の原因と経年劣化事象が想定される。
- ・ 定期的な目視など点検により亀裂発生の確認を行っていない。

上記に合致する機器の中からフェライト相の含有量および応力又は荷重を考慮し評価点を一点抽出する。評価機器・部位抽出のフローを図 7 に示す。フェライト量の算出は、H3T モデルを用いて靱性低下の評価を行う場合には、同モデルで採用されている ASTM A800[17]を用いてフェライト量を算出する。ASTMA800 では以下の式を用いてクロム当量 ( $Cr_{eq}$ ) と Ni 当量 ( $Ni_{eq}$ ) を求め、両者の比からフェライト量 ( $F$ ) を推定している。

$$F = 30.02316 \left( \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} \right)^4 - 99.90123 \left( \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} \right)^3 +$$

$$134.641 \left( \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} \right)^2 - 56.80472 \left( \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} \right) - 4.834366 \quad (3)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 1.4Mo + 1.5Si + Nb - 4.99 \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.5Mn + 26(N - 0.02) + 30C + 2.77 \quad (5)$$

ここで、 $Cr$ 、 $Mo$ 、 $Si$ 、 $Nb$ 、 $Ni$ 、 $Mn$ 、 $N$ 、 $C$  は各元素の含有量 (wt%) である。

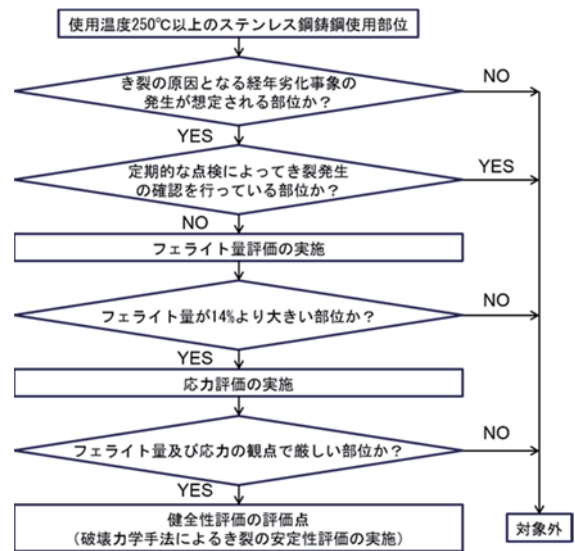


図7 熱時効評価の評価機器・部位の抽出フロー

応力については、一次応力 (内圧、自重、地震力) を考慮し、さらに安全側に評価する場合には、二次応力である熱応力などを加味して求める。フェライト量と作用応力を考慮して対象機器と評価点を抽出する。抽出した評価点に対して以下の手順で評価を行う (図 8)。

- ① 初期欠陥寸法の設定: 対象機器・部位の内面に半楕円形の初期欠陥を定める。
- ② 亀裂進展評価: 初期欠陥に対して評価期間末期までに想定される過渡事象に基づく亀裂進展評価を行い、評価期間末期における欠陥寸法を求める。
- ③ 評価期間末期における欠陥寸法を基に亀裂安定性評価に用いる想定亀裂を定める。
- ④ 亀裂安定性評価: 想定亀裂に対して亀裂安定性評価を行う。評価事象で発生する荷重により亀裂先端に働く破壊力 ( $J_{app}$ ) と材料の延性亀裂進展抵抗 ( $J_{mat}$ ) を比較し、不安定破壊が発生するか否かを判断する評価に用いる  $J_{mat}$  は熱時効による靱性低下を考慮したものをを用いる。

上記①の初期欠陥寸法については、板厚( $t$ )の 1/5 の深さ( $a_0 = 1/5t$ )で板厚と同じ開口長さ( $2c_0 = t$ )を有する半楕円表面結果を仮定するのが一般的である。②においては、①で想

定した初期欠陥に対して評価期間中に想定される過渡による荷重の変動に起因する疲労亀裂進展の評価を行い、評価時点での欠陥寸法( $a_0 + \Delta a$ ,  $2c_0 + 2\Delta a$ )を求める。③においては、②で求めた評価時点での半楕円表面欠陥の長さを有する貫通亀裂をき裂安定性評価用の欠陥として定める。④においては、評価事象で発生する荷重を基に亀裂先端に働く駆動力 ( $J_{app}$ ) と亀裂長さの関係を求める。さらに、評価時点での延性亀裂進展抵抗 ( $J_{mat}$ ) を H3T モデルより求める。 $J_{app}$  と  $J_{mat}$  を比較し、延性亀裂進展による不安定破壊が発生するか否かの評価 (亀裂安定性評価) を行い、不安定破壊が生じないことを確認する。初期亀裂寸法と亀裂進展評価および亀裂安定性評価用の亀裂設定の模式図と亀裂安定性評価の模式図をそれぞれ、図9と図10に示す。

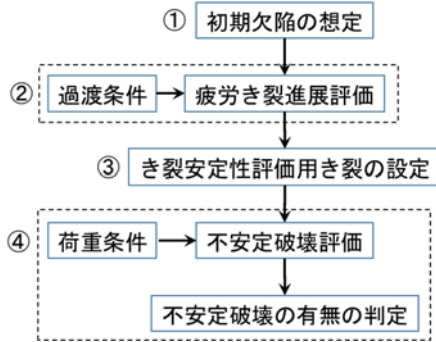


図8 熱時効評価の流れ

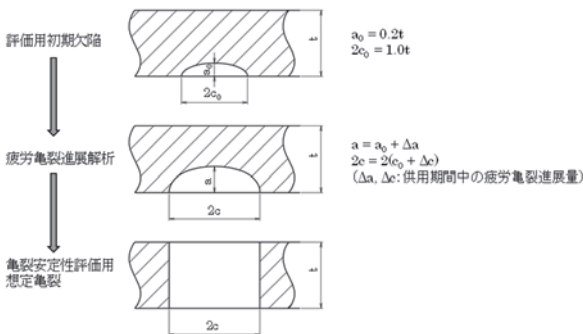


図9 亀裂進展評価と亀裂安定性評価用亀裂の設定の模式図

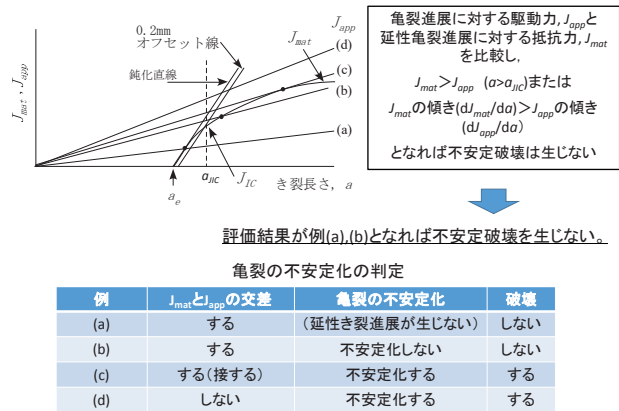


図10 亀裂安定性評価の模式図

## 4.2 亀裂安定性評価の例

BWR 機器の熱時効評価では、再循環ポンプなどのポンプや再循環ポンプ入口弁などの弁が評価対象となる場合が多い。島根1号機の原子炉再循環系ポンプに対して亀裂安定性評価を行なった結果を図11に示す[18]。本図に示されるように、 $J_{app}$ は $J_{mat}$ を大きく下回っており、健全性が十分な裕度を持って確保されていることが分かる。東海第二発電所の運転期間延長申請における劣化状況評価の中で実施した評価においても同様の結果が報告されている (図12) [19]。

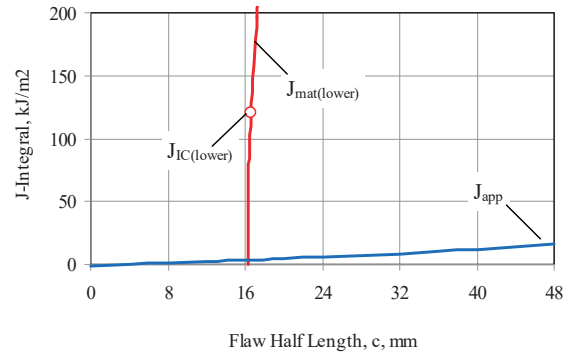


図11 亀裂安定性評価の例

(島根1号機、原子炉再循環ポンプ出口、フェライト量：14.5%、評価温度：286°C、評価時間48EFPY) [18]

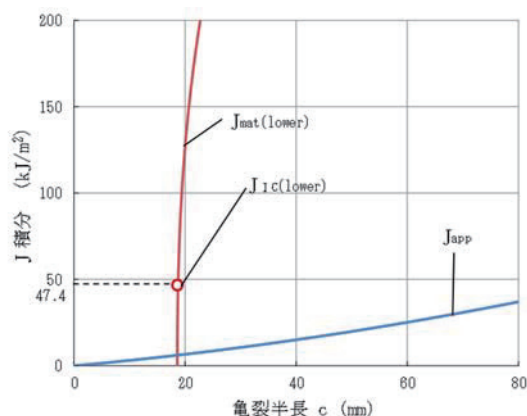


図 12 亀裂安定性評価の例

(東海第二、原子炉再循環ポンプ入口弁、フェライト量：  
24.3%、評価温度：285°C、評価時間 48EFPY) [19]

#### 4. まとめ

BWR のステンレス鋳鋼機器の熱時効評価に関する技術基盤は、主として実機相当材料を用いた熱時効特性評価、実機で長期使用された機器の調査に基づき PWR 機器に対して整備された手法の BWR 機器への適用性を確認することにより確立されてきた。

#### 参考文献

[1] Chopra and A. Sather, “Initial Assessment of the Mechanisms and Significance of Low-Temperature Embrittlement of Cast Stainless Steels in LWR Systems”, NUREG/CR-5385, ANL-89/17, August 1990.

[2] 桑野寿, “2 相ステンレス鋼の時効脆化と寿命予測。まてりあ”, vol. 35, 7, p. 747 - 752, 1996.

[3] 原子力安全基盤機構, 「高経年化技術評価審査マニュアル」, JNES RE-report. JNES RE-2013. 平成 25 年 9 月.

[4] O. K. Chopra, W. J. Shack, “Mechanical properties of thermally aged cast stainless steels from shippingport reactor components”, NUREG/CR-6275, ANL-94/37, 1995.

[5] 日本原子力学会, 「原子力発電所の高経年化対策実施基準」, AESJ-SC-P005:2008, 2009.

[6] S. Kawaguchi, T. Nagasaki, K. Koyama, “Prediction method of tensile properties and fracture toughness of thermally aged cast duplex stainless steel piping”, ASME PVP2005-71528, 2005.

[7] T. Hamaoka, A. Nomoto, K. Nishida, K. Dohi & N.

Soneda, “Effects of aging temperature on G-phase precipitation and ferrite-phase decomposition in duplex stainless steel”, Philosophical Magazine, 92:34, 4354-4375, 2012.

[8] Y. Miura, T. Sawabe, K. Betsuyaku, T. Arai, “Thermal Aging Behavior of Grade CF3M Cast Austenitic Stainless Steels”, ASME, PVP2017-65959, ASME/JSME, Hawaii, July, 2017.

[9] Y. Miura, M. Yamamoto, “Effect of Aging Temperature on Fracture Toughness of Cast Austenitic Stainless Steel”, ASME, PVP2015-45434, ASME, Boston, July, 2015.

[10] 田中重彰、平本真紀他, “BWR 環境におけるステンレス鋳鋼の熱時効評価”, 日本保全学会第 11 回学術講演会、日本保全学会、青森、平成 26 年 7 月

[11] 日本工業規格 JIS G5121. ステンレス鋼鋳鋼品。2003.

[12] ASTM INTERNATIONAL, “Standard Specification for Castings, Austenitic, for Pressure-Containing Parts”, ASTM A351 / A351M - 18. 2018.

[13] F. Danoix and P. Auger, “Atom Probe Studies of the Fe-Cr System and Stainless Steels Aged at Intermediate Temperature: A Review”, MATERIALS CHARACTERIZATION, 44:177-201, 2000.

[14] O.K. Chopra, “Estimation of Fracture Toughness of Cast Stainless Steels during Thermal Aging in LWR Systems”, NUREG/CR-4513, ANL-15/08 Revision 2, May 2016.

[15] C. Faigy, “Ageing Management of Cast Stainless Steel Components in French PWRs,” ASME PVP-2012-78843, 2012.

[16] T. Abe, K. Nogiwa, T. Onitsuka et al., “Research of Estimation Method of Thermal Aging Embrittlement on Cast Austenitic Stainless Steel”, E-Journal of Advanced Maintenance Vol. 6-4 (2015) 146-152.

[17] ASTM INTERNATIONAL, “Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy. Estimating Ferritic Content Thereof”, ASTM A800, 2006.

[18] 中川 純二、谷浦 亘、三浦 直樹, “原子炉再循環系ポンプの熱時効に関する健全性評価”, 日本保全学会、第 9 回学術講演会、東京、2012 年 7 月

[19] 第 581 回原子力発電所の新規制基準適合性に係る審査会合、資料 1-6-1、原子力規制委員会 [https://www.nsr.go.jp/disclosure/committee/youshikisya/tekgousei/power\\_plants/00002082.html](https://www.nsr.go.jp/disclosure/committee/youshikisya/tekgousei/power_plants/00002082.html)