

沸騰水型原子力発電所における低炭素 ステンレス鋼の応力腐食割れの 経過と教訓(1)

二見 常夫 Tsuneo FUTAMI

ビジネス・ブレイクスルー大学院大学 経営学研究科 教授 博士(工学)

解説 記事

はじめに

沸騰水型原子炉（以下BWR：Boiling Water Reactor）は直接サイクルであることから、原子炉圧力容器（以下RPV：Reactor Pressure Vessel）内に系統から錆や不純物が持ち込まれると濃化しRPV内の水質を悪化させ、さらにそれらが放射化されて運転保守環境を悪化させる。このため原子炉周りの配管は高価ではあるが腐食に強く強度のあるステンレス鋼およびニッケル基合金を使用し、冷却水に純水を用い、容量の大きい原子炉浄化系を設けている。

したがって、ステンレス鋼はBWRプラントを構成する最重要材料の一つであるが、米国でこのステンレス鋼に1960年代後半から応力腐食割れ（以下SCC：Stress Corrosion Cracking）が発生し始め、日本においても1970年代中ごろから発生し始めた。

以来、BWRにおけるステンレス鋼のSCCとの戦いは40年にもならんとし、今なお続いている。

この戦いは大きく3期に分けることが出来る。第一期はSUS304ステンレス鋼のSCCで、予想できなかったステンレス鋼の高温純水中でのSCCに対し産官学総力を挙げての原因究明と対策の研究開発そして低炭素ステンレス鋼の導入を始め多くの対策を実施した時期である。しかしながら、低炭素ステンレス鋼に対する過信という大きな落とし穴が潜んでいた。

第二期はSCC恒久対策として鳴り物入りで導入した低炭素ステンレス鋼にもSCCが発生し、データの取り扱いに苦慮しつつも、結局以前からの慣習を打ち破れずに内部的な構造健全性評価で済ませてしまった点検データの不適切な取り扱いが継続された時期である。

第三期は2002年の東電問題を契機として再び産官学の総力を挙げて総点検と低炭素ステンレス鋼のSCCの原因究明を行ない、維持規格に基づく新たな規制と運転保守体系を構築した現在迄の時期である。

本解説は、長く苦しいそして莫大な犠牲を払ったBWR型原子力発電所のSCCとの戦いの経過を整理し

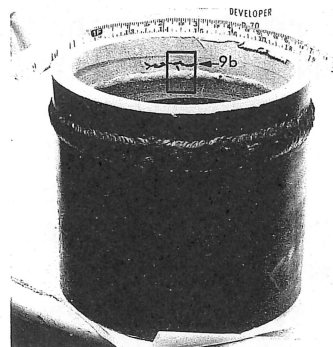
てまとめると共にその過程で得られた教訓を、新しい問題に直面している方々の今後の取り組みに参考になればと思いつつ4回わたって連載するものである。

なお、データ等は東京電力株式会社からご協力いただいで提供されたものが多数含まれている。

1. SUS304ステンレス鋼の応力腐食割れ と低炭素ステンレス鋼の開発

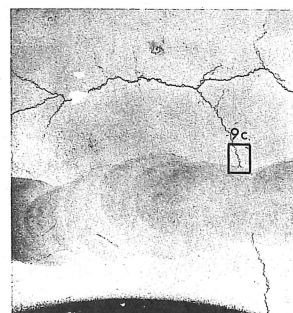
1-1) 304ステンレス鋼のSCC発生

1966年に、米国ドレスデン1号機（20万キロワット、BWR、1960年運転開始）の原子炉再循環（以下PLR：Primary Loop Recirculation）ポンプ出口弁バ



9a

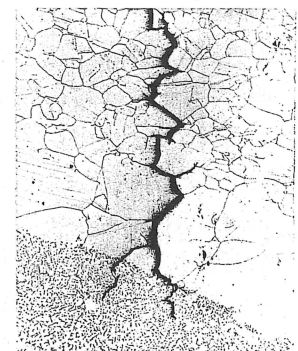
Photo at left (9a) shows cracked area as seen on the inside of 6-inch seamless "C" loop bypass pipe after liquid-penetrant test. Area indicated by rectangle is magnified about four times actual size in photo 9b. Note arrest of longitudinally oriented crack in two-phase weldment. Area shown in rectangle is magnified 100 times in photo 9c.



AS-POLISHED

MAG: ~ 4X

9b



ETCHANT: 100% ELECTROLYTIC
OXALIC ACID

MAG: 100X

9c

図-1 ドレスデン1号機6インチ配管のSCC

イパス配管（SUS304製、口径6インチ）で、初めてSCCが発見された^[1]。図-1はその配管を調査したおそらく商用実機で初めての写真である^[2]。

1974年に米国原子力委員会（AEC：Atomic Energy Commission）は、ドレスデン2号機（83.4万キロワット、1970年運転開始）など他の3プラントのPLRバイパス配管（SUS304製、口径4インチ）にもSCCが発見されたことから、SCCはBWRに共通する問題であるとして、類似箇所を持つ15プラントを停止して点検するよう命令を出した。翌1975年には、より口径の大きい10インチの配管にもSCCが発見され、その年に発足したばかりの原子力規制委員会（NRC：Nuclear Regulatory Commission）が再び23プラントに停止して点検するよう命令を出した。このような経緯で、SUS304のSCCは一気に全てのBWRに共通する大問題となるに至った^[3]。

米国GE社からの輸入で始まりその後もGE社のライセンスの下に設計、製造、建設された日本のBWRでも、1970年代中頃からSCCが確認されるようになった。福島第一原子力発電所1号機（以下1F-1）では1974年にバイパス配管エルボ部（SUS304製、口径4インチ）で、1F-2では、1976年に比較的口径の大きい炉心スプレイ系配管（SUS304製、口径10インチ）でSCCが発見された^[4]。1970年代後半は、定期検査を行う度に新たなき裂が発見されそのつど原因がSCCであることを特定し配管の部分的取替えなどの対策を行っていたため、プラントは長期停止となり、1977年の暦年稼働率は、1F-1 0%、1F-2 0.8%、1F-3 33.0%と惨憺たる状況となった^[5]。運転・保守上の大きな問題は、点検と保守で作業員の放射線被曝線量が急激に増加したこと^[6]と定期検査に入るまでどこにき裂が発見されるか予想が難しく計画的な定期検査ができないことであった。

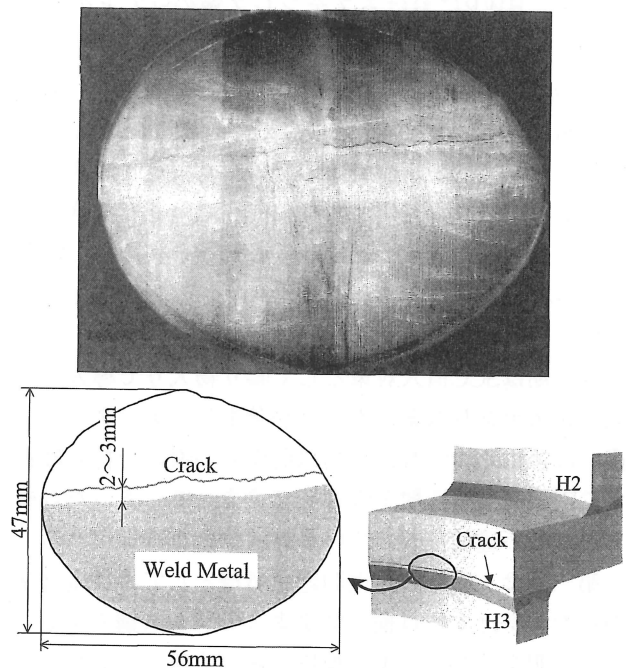
このままではBWRプラントの将来はないとの危機感から、1975年頃から、関係機関は総力を挙げて原因究明と対策について広範囲な研究開発を行なった。精力的な調査・研究の結果、SUS304製配管のSCCは、溶接継手部近傍の鋭敏化した溶接熱影響部（以下HAZ：Heat Affected Zone）に周方向に発生し、鋭敏化領域内を進展する粒界型（以下IG：Intergranular）SCCであり、材料、応力および環境の3要因が重なって発生することが確認された。また、それぞれの要因を緩和する各種の予防保全対策が開発され実機に適用された。

特に1977年からは、官民協力による軽水炉改良標準化計画の一環として、民間が開発したSCC対策技術に

対し（財）原子力工学試験センターにおいて実機適用前の大規模な確証試験が行われた。この改良標準化計画は、米国からの技術導入で始まった原子力発電をいち早く自国の国情に合った技術に変えたフランスや西ドイツ等ヨーロッパ諸国に啓発された点があったが、その後の日本の原子力発電所の安全性と信頼性向上に大いに貢献し、ABWRやAPWRとして結実している。

また、1970年代は1973年と1978年のオイルショックの中で石油代替電源の中核として原子力発電プラントが次々と建設されていた時期でもあったため、既に建設が始まっているプラントであっても、工程上間に合えばできる限りSCC予防保全対策を施すとともにSCCの発生しない耐SCC代替材を早く開発し実機に導入することが最重要と考えられた^[7]。

さらに、1994年に1F-2のSUS304製シュラウドの溶接継手部近傍（図-2）に、シュラウドとしては国内で初めてしかもほぼ全周にわたるSCCが発見された^[8]。この段階では日本でまだ耐SCC代替材として開発された低炭素ステンレス鋼のSCCは報告されておらず、配管のSCCの経験からGE社と同じ設計のプラントでは



Example of Type A crack : Boat sample from Shroud H3 in Fukushima dai-1 Unit 2
(Material: SUS304)

図-2 1F-2 SUS304製シュラウドのSCC

遅かれ早かれ必ずSCCが発生すると考えられたことから、費用はかかっても徹底的な恒久対策を実施するべく、SUS304製シュラウドを低炭素ステンレス鋼製に取替えることとした。また、同様な考えに基づきSUS304製PLR配管も全面的に低炭素ステンレス鋼に取り替えられた。

1-2) SUS304ステンレス鋼のSCC要因

1-2-1) 応力要因

多くの研究は応力が0.2%耐力（以下、 σ_y ）以上になるとSCC感受性が高くなるとしている[例えば、9]。

溶接は熱ひずみを伴うため必ず残留応力を発生させる。当時の通常の配管溶接条件ではHAZを含む溶接継手近傍に σ_y 以上の引っ張り応力が残留する。図-3は、口径8インチの配管溶接継手内面にひずみゲージを貼り付けた状態で切断し開放される残留応力を測定したもので、HAZには高い引張応力が残っている[10]。配管内面に溶接により形成される引張り残留応力が主

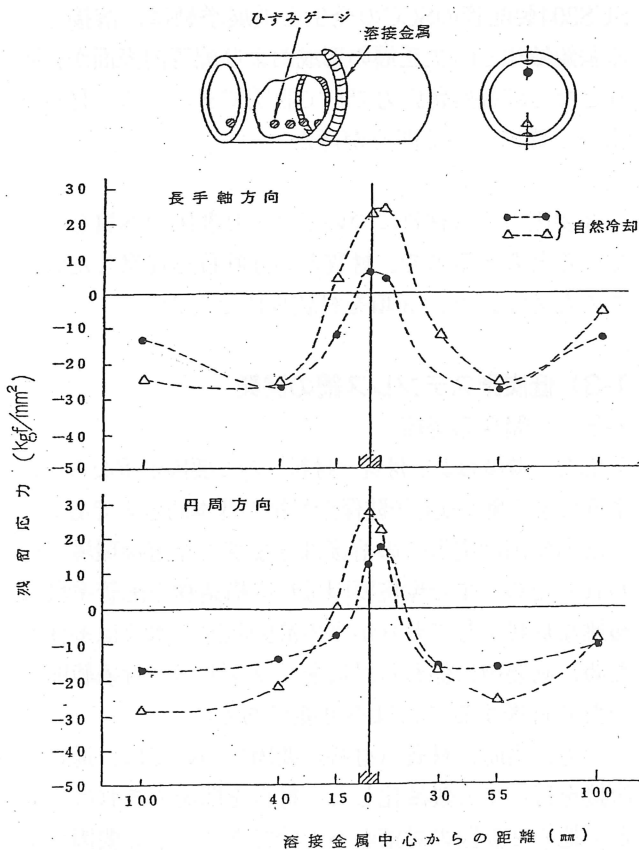


図-3 8インチ管溶接部近傍の内面残留応力

要因の一つであることから、予防保全対策として、配管肉厚方向の残留応力分布を内面引張りから内面圧縮に変える高周波加熱応力改善工法（以下IHSI：Induction Heating Stress Improvement）および水冷溶接が開発され実機に適用された。

1-2-2) 環境要因

環境因子は多種あり、それらの相関も考えると極めて複雑である。したがって実機の水質や温度条件に基づいた現実的な検討が重要である。

図-4は実機条件により近いとされる繰り返し低ひずみ速度引っ張り試験（以下繰り返しSSRT試験：繰り返しSlow Strain Rate Tensile 試験、別称CERT試験）により得られたIGSCC発生の有無と温度および溶存酸素濃度の関係である[11]。伊藤は温度が150℃以上で溶存酸素濃度が0.2ppm以上の領域でSCC感受性があるとしている。

定期検査中の原子炉水は約40℃で殆どの間大気に曝されており、溶存酸素濃度は約2 ppmの飽和状態にある。原子炉起動により、高い溶存酸素濃度のままSCC感受性の高い温度領域に入る可能性があり、SCC対策

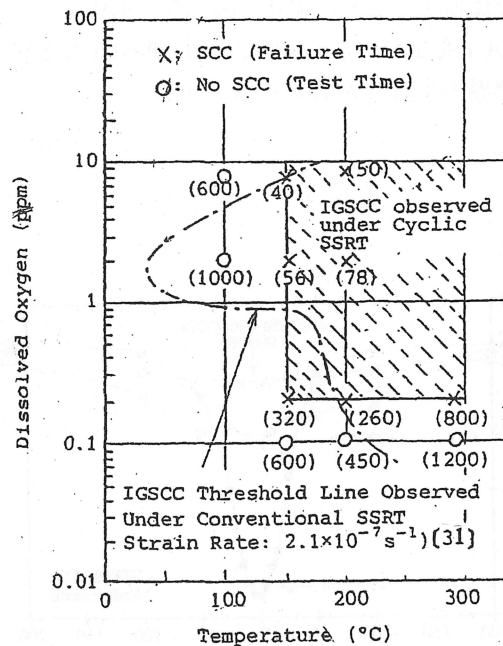


図-4 鋭敏化SUS304のSCCと溶存酸素および温度の関係

として原子炉起動前の脱気運転が導入された。脱気運転は、復水器の空気抽出器を所内ボイラの蒸気で運転し系統内の圧力を下げて原子炉水中の溶存酸素を脱気し、溶存酸素濃度を0.2ppm以下にする。しかしながら、系統内部は複雑な構造をしており溶存酸素濃度の高い部分が残っている可能性を否定できない。

また、運転中は水の放射線分解により水素と酸素が発生し、水素はタービン系に移行するので炉水中の酸素濃度が高くなる。このため原子炉給水中に水素ガスを直接注入して運転中の原子炉水の溶存酸素濃度を下げる（腐食電位を下げる）水素注入（以下HWC：Hydrogen Water Chemistry）が導入された。

なお、過酸化水素も酸素同様放射線により生成され、酸素以上に酸化力が強いので今後さらに定量的な影響を抑えておく必要がある。

1-2-3) 材質要因（材料要因）

(a) 鋭敏化

SUS304製配管のSCCでは、き裂が発生し進展する溶接継手部溶融境界近傍には、結晶粒界に沿って炭化Crの析出いわゆる鋭敏化が認められる。当時のプラントに採用されたSUS304は炭素含有量が0.04%~0.07%の通常仕様で発注されたため、製鋼時炭素含有量は中間値を狙って調整されるので、0.05%を超える高めの材料も多く、炭化Crが生成され易かった。Crが粒界に拡散移動することにより、図-5に示すように粒界近傍のCr濃度が大きく減少、いわゆるCr欠乏層が出現し粒界の耐食性が著しく低下する^[12]。

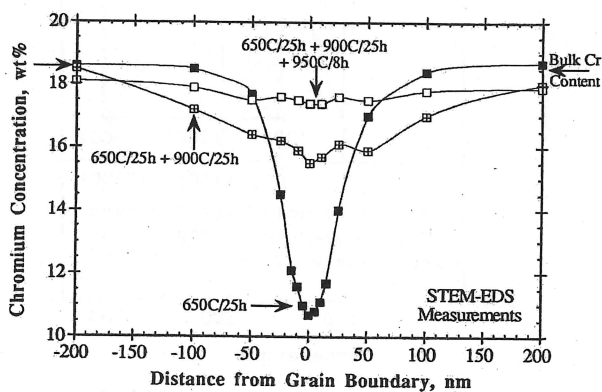


図-5 鋭敏化SUS304の結晶粒界元素濃度分析

鋭敏化の発生要因は3つあげられている^[13]。

- ① 溶接入熱により550~800℃の鋭敏化温度領域に曝されることによりCrが粒界に拡散移動する。
- ② 原子炉水温度は上記温度に比べ280℃と遥かに低いが、長期間（10~20年）曝されることによりCrが次第に結晶粒界に拡散移動する（以下LTS：Low Temperature Sensitization）。
- ③ 溶接に伴う塑性変形や残留応力の形成のような物理的变化がLTSを助長する。

(b) 中性子照射

中性子の累積線量が $5 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ を超えると溶体化処理されて鋭敏化していないSUS304でもSCC感受性が現れるとの報告がある^[14]。この現象は照射誘起SCC（以下IASCC：Irradiation Assisted SCC）として知られ、炉心に面するシュラウド中央部などでSCCの加速要因となる可能性がある。

(c) 材料の硬化

以前から機械加工や溶接によるひずみで残留応力形成とともに材料が硬化することが知られていたが、SUS304製配管のSCCの発生と進展挙動は、溶接による強鋭敏化とCr欠乏層の形成および配管内表面が引張りとなる溶接残留応力で全て説明できたため、材料硬化の影響について関心が薄かった。

3要因のうち材料についてはより要因の本質を表していると考えるので、材質という呼称を提案したい。このため1. 2. 3項を材質要因とした。

1-3) 低炭素ステンレス鋼の開発

1-3-1) 開発の経緯

応力、環境および材質（材料）の3要因が重ならないようにする事がSCC予防保全対策の基本的考えである。

応力要因は実機での溶接はさまざまな溶接環境で行われるため、また環境要因は炉内構造物や配管系統は複雑な形状をしており炉水の流動状態や水質は多様なため、両要因に係わる対策をプラントの全対象範囲にわたり管理することは不可能である。

一方、当時、材質（材料）要因については、通常の溶接を行っても鋭敏化しない材料を開発できれば、たとえ他の2要因の対策が不十分であっても3要因が重なることを回避できるので、他に勝る恒久対策になる

と考えられた。

研究開発はBWRを運転する6電力会社、2BWRプラントメーカーおよび2素材メーカーの共同研究として1975年から行われた。電力会社が素材メーカーと共同研究を組むのは原子力では初めてのことであった。候補材料として、Moが入りSUS304に比べより耐食性に優れるSUS316と欧州の原子力プラントで使用されNbが入っているため鋭敏化しにくいSUS347の2鋼種が選定された。また、当時、SCC発生箇所は配管やノズルセーフエンドのみで炉内構造物のSCCは殆ど報告されていなかったことから、耐SCC材料は配管を対象に開発された。原子力用SUS316（以下、SUS316NG）と同様に低炭素に成分管理をしたSUS316Lもシユラウド等に採用された（本解説では両鋼種を総称して低炭素ステンレス鋼と呼ぶ）。原子力用SUS347はSUS316NGと同等の耐SCC性を有することが確認されたが、国内生産量が少なく、国内プラントメーカーが原子力機器の材料として使用した経験に乏しかったことから、導入は見送られた。

1-3-2) SUS316NGの実証試験

開発する材料は、配管を対象とし、工業規模で工業的に製造できること、既存の材料規格の範疇であることおよび特別な溶接方法や熱処理を必要としないものであることを条件とした。

工業的に製造した口径4、12、24インチの配管を用いて、機械的性質、耐SCC性等の素材特性試験、溶接

特性試験、溶接した口径4インチの配管そのものを試験体とするSCCパイプ試験を行った。

表-1に代表例の化学組成と強度を示す^[15]。炭素量を極低レベル迄下げることに伴い低下する強度を、窒素を添加して補償することが本材料の主要な開発要素であった。冷間加工の入る4インチ管は結晶粒が小さく強度は高めで、24インチ管は低めであるがいずれもJIS規格を満足した。但し、24インチ管の高温引張り強さが目標値を下廻ったため熱処理等を改善した材料としてDおよびEチャージを追加し、高温強度も目標値を達成することを確認した。

また、全チャージおよび全口径とも、鋭敏化熱処理しても溶接しても鋭敏化の兆候は認められなかった^[16]。溶接性についても問題ないことを確認した^[17]。

1-3-3) 低炭素ステンレス鋼の開発に係わる教訓

しかしながら、現在低炭素ステンレス鋼のSCCの原因として上げられているグラインダ研削や機械加工による表層の引張り残留応力形成および硬化の影響については、総合的に検討するには至らなかった。

実証試験においては、溶接後の管内面の硬度分布が測定されている。溶接継手部溶融境界近傍の硬度は、12および24インチ管の方が4インチ管に比べ高く、24インチ管ではHAZの表層で200数10HVであった^[18]。これは大口径管では溶接パス数が多いため溶接熱収縮により大きな塑性変形が生じ硬化したためである。ただし、SUS304の溶接継手にも同程度の硬化が認めら

表-1 低炭素ステンレス鋼実証試験結果

管 径	チャージ	化学組成 (wt%)						室温強度 (kg/mm ²)		300℃強度 (kg/mm ²)	
		C	Ni	Cr	Mo	N	C+N	0.2%耐力	引張強さ	0.2%耐力	引張強さ
4B	B	0.010	12.55	17.15	2.46	0.089	0.10	29.0	61.3	17.5	47.2
	C	0.011	12.60	17.25	2.48	0.100	0.11	31.2	62.9	18.7	48.5
12B	A	0.010	12.25	17.25	2.45	0.099	0.11	25.5	56.9	14.9	44.4
	C	0.012	12.60	17.15	2.46	0.102	0.11	29.8	60.0	17.5	46.0
24B	A	0.009	12.25	17.30	2.50	0.100	0.11	26.9	57.2	17.3	44.0
	B	0.008	12.70	17.10	2.46	0.094	0.10	26.8	55.7	16.4	43.0
	D	0.013	13.10	17.45	2.72	0.096	0.11	26.7	58.4	16.0	44.9
	E	0.011	13.00	17.25	2.72	0.110	0.12	30.7	60.3	17.7	46.5

れていたことから、特に異常ではないとし関心を払わなかった。また、機械加工やグライнда加工等による影響に関しては、対象が配管であったことから、グライндаによる配管溶接部の開先加工は含まれていたが、シュラウドの材料端面の機械加工や溶接後の表面のグライнда加工による影響は調べなかった。

また、実証試験の条件程度で表層が硬化した材料を用いて行われたSCC試験（UCL試験、CERT試験、CBB試験、ダブルUバンド試験、シングルUバンド試験、パイプ試験）ではCBB試験片の1ケに小さなき裂が認められた以外、SCCは発生しなかった^[18]。溶接継手部近傍の残留応力は測定していなかった。

この点で筆者はSUS316NGの開発に携わった当時の担当者として反省がある。過去の資料を見直したところ、例えば1980年当時の報告書^[19]に次の指摘があった：「溶接箇所は溶接開先加工等で多かれ少なかれグライнда加工を受ける。実機の調査から、このような冷間加工により深さ数10 μ m程度の表層がKHN値で230~340程度に硬化していた。この硬化層が形成された領域に微小き裂が多数確認されたことから硬化層形成がSCC感受性を高めた可能性がある」

このような報告があったにもかかわらず、当時は極端に言えば鋭敏化さえしなければSCCは発生しないという程に材料鋭敏化に関係者の関心が集中していたことまた日本の製鋼技術と機器製造技術を結集して取り組んだ低炭素ステンレス鋼の開発の目途がつつあった時期で304ステンレス鋼のSCC対策研究が一段落した感があったことから、低炭素ステンレス鋼に対する表面加工の影響にそれほど注意が払われなかった。

建設プラントへ新材料を初めて採用した際の設計変更管理において工場および建設現場の施工実態を模擬した確認試験を行ってれば、あるいは製作過程が大きく異なるシュラウドと配管との相違点についてより慎重に確認してれば、あるいは材料要因を材質要因として広く関係者が共通認識を持っていれば、もう少し低炭素ステンレス鋼のSCCに係わる知見が得られた可能性を否定できない。

参考文献

- [1] 近藤達男；金属材料、第13巻、第11号、p 65(1973)。
- [2] Higgins,J.P.; Nuclear News, p 37-43(1968)。
- [3] Fox,M.; An Overview of Intergranular Stress Corrosion Cracking in BWRs, EPRI, WS-79-174, Vol.1,

p1 (May 1980)。

- [4] 福島第一原子力発電所；25年の歩み—トラブル事例その原因と対策—、p47(1996)。
- [5] 資源エネルギー庁原子力発電安全管理課編；平成8年版運転管理年報、p114-130。
- [6] Futami,T.; Basic Concepts of Maintenance Management, IAEA-SR-175/1, p20(1991)。
- [7] 豊田正敏；温故知新55 応力腐食割れ対策、Vol.35, No.12, p11-19(1993)。
- [8] 福島第一原子力発電所；25年の歩み—トラブル事例その原因と対策—、p465-467(1996)。
- [9] 服部成雄他；日本鉄鋼協会第100回講演大会 討論会講演概要、A-213(1980)。
- [10] Sasaki,I. et. al.; Mitigation of Inside Surface Residual Stress of Type 304 Stainless Steel Pipe Welds by Inside Water Cooling Method, EPRI WS-79-174 vol. 1, p3-4 (1980)。
- [11] 伊藤久雄；沸騰水型原子力発電所用ステンレス鋼管の応力腐食割れに関する研究(学位論文)、p 73
- [12] Breumer,S.M., et al; Grain Boundary Chromium Concentration Effects on the IGSCC of Austenitic Stainless Steels, 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, ANS, p279(1992)。
- [13] Fox,M.; An Overview of Intergranular Stress Corrosion Cracking in BWRs, EPRI, WS-79-174, Vol.1, No.1, p12-14(1980)。
- [14] Kodama,M. et al;6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems' Water Reactors, ANS, p948 (1992)。
- [15] 小林徹、永田三郎他；原子力用316ステンレス鋼管の製造および機械的性質、鉄と鋼、65, S1045(1979)。
- [16] 早瀬祐一他；原子力用316ステンレス鋼管の鋭敏化特性および耐SCC性、鉄と鋼、65, S1046(1979)。
- [17] 二見常夫他；原子力用316ステンレス鋼管の溶接性、鉄と鋼、65, S1047(1979)。
- [18] 東京電力(株)資料。
- [19] Pasupathi,V., et al; Examination of Pipe Weld Specimens Removed From Service, EPRI WS-79-174 Vol.2 Paper No. 34, p7(1980)。

(平成17年10月20日)