中性子照射誘起偏析模擬材による PWR 用オーステナイト系 ステンレス鋼の照射誘起粒界応力腐食割れ感受性に関する検討*

米澤利夫**, 藤本浩二**, 金崎 宏**, 岩村俊彦**, 中田志津雄***,
安食和英***, 浦田 茂†

** 三菱重工業株式会社 技術本部 高砂研究所

*** 三菱重工業株式会社 神戸造船所

† 関西電力株式会社 原子力・火力本部

Investigation of Irradiation Induced Inter-granular Stress Corrosion Cracking Susceptibility on Austenitic Stainless Steels for PWR by Simulated Radiation Induced Segregation Materials*

Toshio Yonezawa**, Koji Fujimoto**, Hiroshi Kanasaki**, Toshihiko Iwamura**,
Shizuo Nakada***, Kazuhide Ajiki*** and Sigeru Urata†

** Takasago R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

*** Kobe Shipyard & Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

† General Office of Nuclear & Fossil Power Production, The Kansai Electric Power Co., Inc.

An Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking (IASCC) has not been found in Pressurized Water Reactors (PWRs). However, the authors have investigated on the possibility of IASCC so as to be able to estimate the degradation of PWR plants up to the end of their lifetime.

In this study, the authors melted the test alloys whose bulk compositions simulated the grain boundary compositions of irradiated Type 304 and Type 316 CW stainless steels. Low chromium, high nickel and silicon (12%Cr-28%Ni-3%Si) steel showed high susceptibility to PWSCC (Primary Water Stress Corrosion Cracking) by SSRT (Slow Strain Rate Tensile) test in simulated PWR primary water. PWSCC susceptibility of the test steels increases with a decrease of chromium content and an increase of nickel and silicon contents. The aged test steel included coherent $M_{23}C_6$ carbides with matrices at the grain boundaries showed low PWSCC susceptibility. This tendency is in very good agreement with that of the PWSCC susceptibility of nickel based alloys X-750 and 690.

From these results, if there is the possibility of IASCC for austenitic stainless steels in PWRs, in the future, the IASCC shall be caused by the PWSCC as a result of irradiation induced grain boundary segregation.

Key words : Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking (IASCC), Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC), Type 304 stainless steel, Type 316 stainless steel, Pressurized Water Reactor (PWR), Radiation Induced Segregation (RIS), Inter-Granular Stress Corrosion Cracking (IGSCC)

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は、加圧水型原子炉 (PWR: Pressurized Water Reactor) の炉内構造用材料として、高温水中での耐食性、耐中性子照射脆化の観点から多用されてきた。しかし、近年、軽水炉の炉内構造用オーステナイト系ステンレス鋼の照射誘起応力腐食割れ (IASCC: Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking) が、検討課題となっている¹⁾。

沸騰水型原子炉 (BWR: Boiling Water Reactor) での炉内構造用ステンレス鋼の IASCC は、 10^{21} n/cm² ($E > 1$ MeV) 以上の中性子照射を受けることによる材

質変化及び水質変化により生じると考えられている。

中性子照射による材質変化や水質変化とは、以下に示すものが従来報告されている^{1)~4)}。

- (1) 結晶粒界近傍での成分元素の濃度変化 (照射誘起偏析 (RIS: Radiation Induced Segregation); Fe, Cr 及び Mo 濃度の欠乏, Ni, Si, S 及び P 濃度の富化)
- (2) 金属組織の変化 (マルテンサイト相及びボイドの生成, 転位密度の増加)
- (3) 機械的性質の変化 (引張強さ, 0.2 % 耐力及び硬さの増加, 延性の低下)
- (4) 中性子線や γ 線照射に伴う水の放射線分解による HO_2 , H_2O_2 等の酸化性物質の生成

PWR 環境下では、25~35 cc/kg $\cdot$ H₂O STP (Standard Temperature and Pressure) の水素添加により、水の放射線分解による酸化性物質の生成を抑制していることから、(4) による影響はなく、IASCC は生じないと考えられてきた。しかし、PWR プラントでも高経年化に伴う照射量の増加、応力の増加により、IASCC が将来起こり得る可能性があると考えられる。

そこで、筆者らは、PWR で照射されたステンレス鋼

* 材料と環境 '99 (千葉, 1999 年) で発表

** 〒676-8686 兵庫県高砂市荒井町新浜 2-1-1 (2-1-1, Shinham, Arai-cho, Takasago-city, Hyogo., 676-8686, Japan)

*** 〒652-8585 兵庫県神戸市兵庫区和田崎町 1-1-1 (1-1-1, Wadasaki-cho, Hyogo-ku, Kobe-city, Hyogo., 652-8585, Japan)

† 〒530-8270 大阪府大阪市北区中之島 3-3-22 (3-3-22, Nakano-shima, Kita-ku, Osaka-city, 530-8270, Japan)

Fig. 1 Compositional profiles across a grain boundary of irradiated Type 316 CW stainless steel specimens.

Fig. 2 Composition differences between the value at the Grain boundary and that in matrix after irradiation.

のSCC感受性を評価するために、これまでの研究⁵⁾にて、照射されたオーステナイト系ステンレス鋼を用いて、電界放射-透過電子顕微鏡 (FEG-TEM: Field Emission Gun-Transmission Electron Microscope) 付属のエネルギー分散型X線分光器 (EDS: Energy Dispersive X-ray Spectrometer) による結晶粒界近傍の元素濃度測定、さらに、PWR一次系模擬環境水中で低歪速度引張 (SSRT: Slow Strain Rate Tensile) 試験法を用いてSCC試験を行ってきた。

照射された冷間加工 Type 316 ステンレス鋼 (以下 Type 316 CW (Cold Worked) ステンレス鋼と略す)

の粒界近傍の元素濃度プロファイルを Fig. 1⁵⁾ に示す。照射された Type 316 CW ステンレス鋼では、RISが結晶粒界の約 ± 5 nmの範囲で認められた。すなわち、未照射材に近い 10^{18} n/cm²未満 ($E > 0.1$ MeV) の照射材では、初期偏析と考えられる結晶粒界でのCr, Mo及びPのわずかな富化, Niの欠乏が認められたのに対して、 5×10^{21} n/cm² ($E > 0.1$ MeV) 以上の照射を受けたものでは、結晶粒界でCr, Fe及びMoの欠乏, Ni, Si及びPの富化が顕著に認められた。また、Fig. 2^{5), 6)} に示すように、このRISの傾向は、照射量の増加と共に大きくなり、PWRで照射された Type 316 CW

Fig. 3 PWSCC susceptibility and Fe-Cr-Ni tertiary phase diagram.

Fig. 4 The correlation between test temperature and IGSCC threshold fluence for Type 316 CW stainless steel in simulated PWR primary water.

ステンレス鋼及び Type 304 ステンレス鋼と、BWR⁶⁾で照射されたものが比較的良く一致している。

さらに、Fig. 3⁷⁾に示すように、RISの傾向について Fe-Cr-Ni 3 元合金状態図で評価した結果、照射されたオーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒界の化学組成は、PWR 一次系水中での SCC (PWSCC: Primary Water Stress Corrosion Cracking) 感受性をもつ A 286 合金 (15%Cr-25%Ni の鉄基の析出硬化型合金) の化学組成に近づくことがわかった。

照射された Type 316 CW ステンレス鋼の PWR 一次系模擬環境水中での粒界応力腐食割れ (IGSCC: Intergranular Stress Corrosion Cracking) 感受性は、Fig. 4⁵⁾に示すように、SCC 試験温度及び照射量の増加と共に増大し、その IGSCC 感受性が発現するしきい照射

Fig. 5 The correlation between chromium content at the grain boundary and IGSCC susceptibility of irradiated Type 316 CW stainless steels, by SSRT tests at 325°C.

量値は、SCC 試験温度の上昇と共に低下する。また、Type 304 ステンレス鋼の IGSCC 感受性が発現するしきい照射量値も、 10^{21} n/cm² ($E > 0.1$ MeV) オーダで認められ、Type 316 CW ステンレス鋼と同様の傾向を示している⁵⁾。

さらに、筆者らのこれまでの研究⁸⁾から、Ni 基合金の PWSCC 感受性は、合金の Cr 含有量に著しく影響されることがわかっている。また、これまでの筆者らの研究⁵⁾から得た成果をもとに、照射された Type 316 CW ステンレス鋼の粒界組成と IGSCC 感受性との関係を Fig. 5 に示す。照射ステンレス鋼の IGSCC 感受性は、Cr 濃度の低下とともに増大した。このことから、照射されたステンレス鋼の PWR 一次系模擬水中での IGSCC 感受性は、Ni 基合金の PWSCC 感受性と酷似していることがわかった。

これらの知見から、筆者らは PWR 環境下で将来 IGSCC が生じる可能性があるとするならば、IGSCC を引き起こす主要因は、中性子照射に伴う粒界近傍での成分元素の偏析 (RIS) と高応力負荷であると考えている。

そこで、本研究では、筆者らの仮説を立証するために、照射ステンレス鋼の粒界組成を模擬したバルク組成のステンレス鋼を作製し、PWR 一次系模擬環境水中での SSRT 試験にて IGSCC 感受性の有無を評価した。

2. 試験方法

2.1 供試材

本研究では、 2×10^{22} n/cm² ($E > 0.1$ MeV) まで照射された Type 316 CW ステンレス鋼及び Type 304 ステンレス鋼の粒界組成をバルク組成で模擬した Table 1 に示すオーステナイト系ステンレス鋼を用いた。これらの供試材は、通常の Type 316 CW ステンレス鋼と Type 304 ステンレス鋼よりも Cr 濃度を低下させ、Ni, Si 及び P 濃度を増加させたものである。供試材の機械的性質を Table 2 に示す。

各供試材の特徴は、1 材が低 Cr-高 Ni・Si (12% Cr-28% Ni-3% Si)、2 材が低 Cr-高 Ni (12% Cr-28% Ni)、5 材が高 Si (3% Si)、6 材が高 P (0.1% P)、7 材が低 Cr-高 Ni・Si に通常レベルの Mo を添加 (12%

Table 1 Chemical compositions of simulated RIS materials.

No.	Feature	Chemical Composition (mass%)								
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Fe
1	LowCr-HighNi-HighSi	0.04	2.74	0.94	<0.001	0.001	-	27.8	11.7	bal.
2	LowCr-HighNi	0.03	0.02	0.89	<0.001	0.001	-	27.7	11.7	bal.
5	HighSi	0.03	2.96	0.99	0.001	0.001	-	11.9	16.9	bal.
6	HighP	0.04	0.02	0.97	0.14	0.001	-	12.8	16.8	bal.
7	LowCr-HighNi-HighSi-Mo	0.04	3.04	1.01	<0.001	0.001	2.5	28.1	12.2	bal.
9	LowCr-HighNi	0.04	0.02	1.01	0.001	0.001	-	28.3	5.2	bal.
10	LowCr-HighNi-Mo	0.03	0.03	0.97	0.001	0.001	2.4	28.4	5.1	bal.
304S.S.	-	0.06	0.56	0.83	0.025	0.004	-	8.8	18.4	bal.

Table 2 Mechanical properties of simulated RIS materials.

No.	Feature	Yield Strength		Tensile Strength		Total. Elong.		Hardness
		(MPa)		(MPa)		(%)		(HV)
		R.T.	350°C	R.T.	350°C	R.T.	350°C	R.T.
1	LowCr-HighNi-HighSi	197	145	507	458	54	52	119
2	LowCr-HighNi	172	119	426	355	46	38	94
5	HighSi	230	148	613	430	71	51	145
6	HighP	180	123	490	382	69	43	104
7	LowCr-HighNi-HighSi-Mo	215	135	552	497	49	34	142
9	LowCr-HighNi	134	90	406	356	50	40	—
10	LowCr-HighNi-Mo	160	93	457	402	49	40	—
1-S	Aged No.1	205	160	527	474	53	46	—
7-S	Aged No.7	—	—	—	—	—	—	—
304-S	Aged 304S.S.	281	204	652	476	62	38	—

Cr-28%Ni-3%Si-2.5%Mo), 9 材が極低 Cr-高 Ni (5 %Cr-28%Ni) 及び 10 材が低 Cr-高 Ni に通常レベルの Mo を添加 (12%Cr-28%Ni-2.5%Mo) したものである。固溶化熱処理条件は, 1100°C で 0.5 時間, 水冷とした。

また, 1 材及び 7 材については, 固溶化熱処理後に 650°C で 20 時間の時効処理し, それぞれ 1-S 材, 7-S 材とした。また, 比較のために, 1-S 材, 7-S 材と同様に時効処理した Type 304 ステンレス鋼 (304-S 材) も供試した。

2.2 粒界分析

供試材の粒界分析には, 日本電子(株)製 JEM-2010 F の FEG-TEM 付属の TRACOR NORTHERN 社製 SERIES-II の EDS を用いた。TEM サンプル作製には, 5 %過塩素酸とメタノールの混合溶液によるジェット式電界研磨を用いた。また, FEG-TEM/EDS 分析には, 約 1 nm のプローブを用いて, 結晶粒界から ±20 nm までの元素濃度プロファイルを得た。また, 時効処理材については, 結晶粒界から ±500 nm までを分析した。

2.3 SSRT 試験

これらの供試材の PWR 一次系水中での IGSCC 感受性の有無を評価するために, PWR 一次系模擬環境水中での SSRT 試験を行った。SSRT 試験に用いた試験片形状を Fig. 6 に, PWR 一次系模擬環境水質を Table 3 に示す。本研究では, PWR 一次系模擬環境水中での供試材の IGSCC 感受性を加速評価するために, Ni 基合金における PWSCC 感受性は試験温度が高いほど加速される⁹⁾ことから, 実機 PWR のホットレグ温度の約 320°C から SCC 試験温度を 360°C に高めて実施した。SCC 感受性については, SSRT 試験後の全破断面に対

Fig. 6 SSRT test specimens for simulated RIS materials.

Table 3 SSRT test conditions for simulated RIS materials.

Items	Actual PWR	Simulated PWR
pH (at 25°C)	4.2~10.5	7±0.2
Conductivity (μS/cm at 25°C)	1~40	5~30
H ₃ BO ₃ (ppm as B)	0~4,000	500±50
LiOH (ppm as Li at 25°C)	0.2~2.2	2.0±0.2
Dissolved Hydrogen (cc·STP/kg·H ₂ O)	25~35	30±5
Dissolved Oxygen (ppm)	≤0.005	<0.005
Temperature (°C)	≒320	360
Strain Rate (s ⁻¹)	—	1×10 ⁻⁷

Table 4 Chemical compositions of grain boundary and matrix in simulated RIS materials determined by EDS.

No.	Feature	Location	Chemical Composition (mass%)						
			Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
1	LowCr-HighNi-HighSi	G.B.	3.5	1.0	0.1	0.1	26.6	12.9	55.8
		Matrix	2.1	1.2	0.0	0.1	26.0	13.0	57.6
2	LowCr-HighNi	G.B.	0.1	1.1	0.0	0.2	25.4	13.2	60.1
		Matrix	0.1	1.1	0.1	0.1	25.0	13.1	60.5
5	HighSi	G.B.	3.5	1.1	0.3	0.3	12.3	18.6	63.8
		Matrix	3.0	1.2	0.1	0.0	10.8	18.4	66.4
6	HighP	G.B.	0.4	1.1	0.6	0.4	11.1	19.4	67.0
		Matrix	0.3	0.9	0.3	0.0	11.3	18.9	68.4
7	LowCr-HighNi-HighSi-Mo	G.B.	3.0	1.0	0.1	0.0	29.1	11.9	47.8
		Matrix	3.3	1.0	0.1	0.0	25.0	12.5	52.1
1-S	Aged No.1	G.B.	3.0	1.1	0.0	0.2	28.8	5.3	61.6
		Matrix	2.8	1.1	0.2	0.2	26.2	13.0	56.6
7-S	Aged No.7	G.B.	4.4	1.2	0.1	-	24.1	6.8	63.3
		Matrix	3.0	1.4	0.2	-	26.4	13.6	53.3
304-S	Aged 304S.S.	G.B.	1.3	-	0.8	-	13.0	9.0	75.8
		Matrix	1.2	-	0.0	-	9.3	19.0	80.4

- : No Measurement

する粒界割れ破断面の割合を IGSCC 破面率として走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) による破面の拡大観察結果から評価した。

3. 結 果

3.1 粒界分析

供試材の FEG-TEM/EDS による結晶粒界及び母相の元素濃度分析結果を Table 4 に示す。供試材の中で

固溶化熱処理後に 650°C で 20 時間の時効処理した 1-S 材、7-S 材及び 304-S 材以外は、結晶粒界で顕著な偏析は認められなかった。さらに、1-S 材では、Fig. 7 に示すように、母相と整合した $M_{23}C_6$ (M は主として Cr) の析出が認められ、結晶粒界近傍に Cr 欠乏層が認められたが、Fig. 1 に示すような照射材の Cr 欠乏層の幅に比較して、Fig. 8 に示すように、1-S 材の Cr 欠乏層の幅は広く、 $\pm 100 \sim 200$ nm であった。また、上記の傾向は 7-S 材、304-S 材でも同様に認められた。

Fig. 7 Electron diffraction analysis on coherent grain boundary carbides in aged No.1; simulated RIS materials.

Fig. 8 Compositional profiles across a grain boundary of aged No.1; simulated RIS materials.

Table 5 SSRT test results of simulated RIS materials.

No.	Feature	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Fracture Time (h)	IGSCC Ratio (%)
1-1	LowCr-HighNi-HighSi	361	28	1,144	98
1-2		352	27	1,136	97
2-1	LowCr-HighNi	425	57	2,474	1
2-2		428	59	2,455	0
5	HighSi	463	70	2,921	5
6	HighP	417	59	2,442	5
7	LowCr-HighNi-HighSi-Mo	424	36	1,640	95
9	LowCr-HighNi	389	54	2,268	14
10	LowCr-HighNi-Mo	483	63	2,643	0
1-S	Aged No.1	483	72	3,009	3
7-S	Aged No.7	559	33	1,410	18
304-S	Aged 304S.S.	471	38	1,587	0

Fig. 9 SEM images for fracture surfaces of simulated RIS materials after SSRT tests.

3.2 SSRT 試験

供試材の SSRT 試験結果を Table 5, 代表的な試験後の破面の SEM による観察結果を Fig. 9 に示す。さらに, 結晶粒界での Cr 濃度と IGSCC 感受性との関係を Fig. 10 に示す。

SSRT 試験後の各供試材の IGSCC 破面率は, 1 材,

2 材, 5 材, 6 材, 7 材, 9 材及び 10 材で, それぞれ, 98 %, 1 %, 5 %, 5 %, 95 %, 14 % 及び 0 % であった。また, 時効処理した 1-S 材, 7-S 材及び 304-S 材の IGSCC 破面率は, それぞれ, 3 %, 18 % 及び 0 % であった。

固溶化熱処理のままの 1 材は, 本研究で最も高い

Fig. 10 The correlation between chromium content at the grain boundary and IGSCC susceptibility of simulated RIS materials, by SSRT tests.

PWSCC 感受性を示し、1 材を時効処理した 1-S 材では、PWSCC 感受性が著しく低減した。7 材も同様な傾向が得られた。

時効処理後の Type 304 ステンレス鋼 (304-S 材) では、PWR 一次系模擬環境水中の SSRT 試験で IGSCC は認められなかった。

4. 考 察

4.1 模擬材による PWSCC 感受性評価

本研究では、照射された Type 316 CW ステンレス鋼及び Type 304 ステンレス鋼の粒界組成を模擬したバルク組成のオーステナイト系ステンレス鋼を用いて PWR 一次系模擬環境水中での SSRT 試験により PWSCC 感受性の有無を評価した。Si 濃度のみを高めた 5 材 (3 % Si), P 濃度のみを高めた 6 材 (0.1 % P) では、ともに 5 % の IGSCC 破面率が得られており、単に Si 濃度及び P 濃度のみを高めたものでは PWSCC 感受性が著しく高まることは無いことがわかった。また、2 材 (12 %Cr-28%Ni) には IGSCC は認められず、一方、1 材 (12%Cr-28%Ni-3%Si) 及び 7 材 (12%Cr-28%Ni-3 %Si-2.5%Mo) でそれぞれ 98%, 95% と高い IGSCC 破面率が認められた。しかし、9 材 (5% Cr-28%Ni) のように Cr 濃度が極めて低く、Ni 濃度が高い場合は、Si 濃度が高くなくても、PWSCC 感受性が高まることがわかった。

従って、オーステナイト系ステンレス鋼の PWSCC 感受性は、低 Cr 化及び高 Ni 化のみならず、Si 濃度が高くなることで PWSCC 感受性が一層高まると考えられる。なお、高い Si 濃度を有する 1 材では、Ni₃Si 等の異相の析出物が粒界に析出して無いことを確認している。低 Cr-高 Ni-Si 化したオーステナイト系ステンレス鋼が高い PWSCC 感受性を有する原因については、今後の検討課題である。

4.2 模擬材による PWSCC に対する粒界炭化物の影響評価

一般的に、非脱気高温水中でのオーステナイト系ス

テンレス鋼の IGSCC 感受性は、粒界近傍での Cr 欠乏層の形成を抑制することによって低減できることが知られている。本研究では、供試材の中でも高い PWSCC 感受性が認められた 1 材 (12%Cr-28%Ni-3% Si) に、650°C で 20 時間の時効処理した 1-S 材を SSRT 試験した結果、結晶粒界に Cr 欠乏層 (5 %以下の Cr 濃度) が生成され、粒界 Cr 濃度が 1 材よりも一層低下していたにもかかわらず、1 材よりも PWSCC 感受性は著しく低い値を示した。1-S 材では、TEM 観察の結果、結晶粒界に母相と整合した M₂₃C₆ の析出が認められていることから、この整合析出の効果が影響し PWSCC 感受性が低減されたと考えられる。このことは、X-750 合金及び 690 合金で結晶粒界に母相と整合した M₂₃C₆ の析出により PWSCC 感受性が低減することと良い一致を示している^{10),11)}。X-750 合金のトリチウムオートラジオグラフィ等の観察結果¹⁰⁾等から、母相に整合した M₂₃C₆ が結晶粒界に析出すると、その M₂₃C₆ 周辺のマトリックスが圧縮歪み場となり、トリチウム (水素の同位体元素) がトラップされにくくなる。従って、著者らは、粒界での M₂₃C₆ の整合析出により粒界に水素が集積しにくくなるために PWSCC 感受性が低減したと考えている。それと同様なことが、本研究結果でも得られたものと推察している。

以上の結果から、もし、将来、PWR でオーステナイト系ステンレス鋼に IASCC が生じるならば、RIS による Cr, Ni 及び Si の偏析に起因して生じる PWSCC と考えられる。

さらに、PWR での耐 IASCC 性を向上させるには、オーステナイト系ステンレス鋼に時効熱処理を施し、母相と整合した粒界炭化物 (M₂₃C₆) の析出を図ることが望ましいと考えられる。

5. 結 論

本研究では、PWR プラントの高経年化に伴いオーステナイト系ステンレス鋼に IASCC が生じる可能性があると考え、その機構について、照射材の粒界組成を模擬したバルク組成のオーステナイト系ステンレス鋼を用い

てPWR一次系模擬環境水中でのSSRT試験によりIGSCC感受性の有無から評価した。

その結果、以下に示す結論が得られた。

(1) オーステナイト系ステンレス鋼のPWSCC感受性は、結晶粒界でのCr、Ni及びSi濃度に左右され、照射されたType 316 CW ステンレス鋼及びType 304 ステンレス鋼の結晶粒界での組成を模擬したバルク組成のステンレス鋼で高いPWSCC感受性が得られた。

(2) 固溶化熱処理した低Cr-高Ni・Si(+Mo)材では、PWR一次系模擬環境水中のSSRT試験で高いPWSCC感受性が認められた。しかし、時効処理により結晶粒界に母相と整合した $M_{23}C_6$ を析出させると、PWSCC感受性が著しく低減した。

(3) 以上の結果から、もしPWRで将来オーステナイト系ステンレス鋼にIASCCが生じるならば、IASCCは、RISに起因したPWSCCと考えられる。また、結晶粒界に母相と整合した $M_{23}C_6$ の析出を図ることにより、PWRでのオーステナイト系ステンレス鋼のIASCC感受性を低減できる可能性を得た。

謝 辞

本研究の一部には、日本のPWR電力会社と三菱重工との共同研究の成果が含まれている。ここに関係諸氏に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) P. L. Andresen, F. P. Ford, S. M. Murphy, and J. M. Perks: Proceedings of the 4th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactor-, Jekyll Island, GA, August, p.1, NACE, (1989).
- 2) P. Scott: *J. Nuclear Materials*, 211, 101 (1994).
- 3) A. J. Jacobs: Letter Report and Literature Search, GE Nuclear Energy, San Jose, CA, May, (1979).
- 4) M. Kodama, S. Nishimura, J. Morisawa, S. Suzuki, S. Shima, and M. Yamamoto: Proceedings of the 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, Monterey, California, August, p.948, NACE, (1991).
- 5) I. Suzuki, M. Koyama, H. Kanasaki, H. Mimaki, M. Akiyama, T. Okubo, Y. Mishima, and T. R. Mager: International Conference on Nuclear Engineering Vol. 5 ASME, p.205 (1996).
- 6) K. Asano, K. Fukuya, K. Nakata, and M. Kodama: Proceedings of the 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, Monterey, California, August, p.838, NACE, (1991).
- 7) T. Yonezawa, K. Fujimoto, H. Kanasaki, T. Iwamura, S. Nakada, K. Ajiki, K. Sakai: Proceedings of the 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactor-, Amelia Island, p.823, NACE, (1997).
- 8) T. Yonezawa, N. Sasaguri, K. Onimura: JAIF International Conference on Water Chemistry in Nuclear Power Plants, p.490 (1988).
- 9) T. Yonezawa, K. Onimura, N. Sakamoto, N. Sasaguri, H. Nakata, and H. Susukida: Proceedings of the International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, Myrtle Beach, South Carolina, August, p.345, NACE, (1983).
- 10) T. Yonezawa, K. Onimura, N. Sakamoto, N. Sasaguri, H. Nakata, and H. Susukida: *J. Japan Inst. Metals*, 48 [3] 283 (1984).
- 11) T. Yonezawa, Y. Yamaguchi, and Y. Iijima: Proceedings of the 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, San Diego, California, August, p.799, NACE, (1993).

(Manuscript received July 27, 1999 ;
in final form April 10, 2000)