JAEA-Review 2008-064



原子力環境におけるオーステナイトステンレス鋼の 照射誘起応力腐食割れに関する研究 (学位論文)

Study on Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Nuclear Energy Environments (Thesis)

中野 純一

Junichi NAKANO

原子力基礎工学研究部門 腐食損傷機構研究グループ

Research Group for Corrosion Damage Mechanism Nuclear Science and Engineering Directorate - Keview

January 2009

Japan Atomic Energy Agency 🛛 🖯

日本原子力研究開発機構

本レポートは独立行政法人日本原子力研究開発機構が不定期に発行する成果報告書です。 本レポートの入手並びに著作権利用に関するお問い合わせは、下記あてにお問い合わせ下さい。 なお、本レポートの全文は日本原子力研究開発機構ホームページ(<u>http://www.jaea.go.jp</u>) より発信されています。

独立行政法人日本原子力研究開発機構 研究技術情報部 研究技術情報課
 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根2番地4
 電話 029-282-6387, Fax 029-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

This report is issued irregularly by Japan Atomic Energy Agency Inquiries about availability and/or copyright of this report should be addressed to Intellectual Resources Section, Intellectual Resources Department, Japan Atomic Energy Agency 2-4 Shirakata Shirane, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195 Japan

Tel +81-29-282-6387, Fax +81-29-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

© Japan Atomic Energy Agency, 2009

原子力環境におけるオーステナイトステンレス鋼の照射誘起応力腐食割れに関する研究 (学位論文)

日本原子力研究開発機構 原子力基礎工学研究部門 燃料・材料工学ユニット 中野 純一

(2008年11月7日受理)

照射誘起応力腐食割れ(IASCC)は、高温高圧水といった腐食環境中で、中性子やγ線等の 放射線と溶接による残留応力等が材料に重畳して作用することで生じる劣化現象の一つである。 冷却材として水を使用した原子力環境におけるステンレス鋼の応力腐食割れ(SCC)特性および IASCC 特性に及ぼす各種の影響を明らかにすることは、工学的にはもとより学術的にも重要な意 義を有し、軽水炉をはじめとする原子力システムの安全性および信頼性向上の観点から重要であ る。本研究では、微量添加元素、熱処理、冷間加工および中性子照射量が IASCC 挙動へ及ぼ す影響を評価するため、照射材用の低ひずみ速度引張試験(SSRT)装置を開発し、照射後試験 を行った。本論文では、IASCC研究から得られた結果を元に、IASCC感受性、き裂発生および進 展挙動に関する考察を総合的にまとめた。得られた知見のうち、代表的なものを以下に記す。

(1) 最大応力の 98~99% 程度で 1 または 2 本の IASCC のき裂が発生する。

- (2) き裂進展過程において、進展速度の増加と減少を交互に繰り返しながら進展する。
- (3) Si と Mo の添加により照射硬化は抑制されるけれど、その効果は中性子照射量の増加ととも に、消失する。
- (4) 破壊形態は、中性子照射および冷間加工またはその一方による硬さの増加とともに粒界型 (IG)SCC から粒内型(TG)SCC へと遷移する。

本報告書は、(独)日本原子力研究開発機構の施設等を利用して得られた成果を基に筆者が学位論文(工学)として取りまとめ、2008年9月に茨城大学が認定したものである。

原子力科学研究所(駐在):〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根 2-4

JAEA-Review 2008-064

Study on Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Nuclear Energy Environments (Thesis)

Junichi NAKANO

Division of Fuels and Material Engineering Nuclear Science and Engineering Directorate Japan Atomic Energy Agency Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received November 7, 2008)

Irradiation assisted stress corrosion cracking (IASCC) is known as a degradation phenomenon that is caused by synergistic effects of neutron /gamma irradiation, stress/strain and high temperature water on structural materials. It is important to investigate stress corrosion cracking (SCC) and IASCC mechanisms from the viewpoint of the safety and reliability improvement in the nuclear energy system. To evaluate the influence of minor additional elements, heat treatment, cold working and neutron fluence on IASCC behavior, a slow strain rate technique (SSRT) facility for irradiated specimens has been developed and post irradiation examinations have been conducted. Based on results obtained from the IASCC studies, discussion regarding IASCC susceptibility, crack initiation and growth behaviors are described comprehensively in this paper. The followings are summarized typical findings.

- (1) 1 or 2 cracks of IASCC are introduced at 98–99 % of maximum stress.
- (2) The increase and decrease in crack growth rate are repeated alternately in the process of crack growth.
- (3) Although suppression of radiation hardening can be introduced with Si or Mo addition, the suppression disappear with increasing in neutron fluence.
- (4) Fracture mode changes from intergranular (IG) SCC to transgranular (TG) SCC with increasing in hardness which is introduced with neutron radiation and /or cold working.

Keywords: Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking, IASCC, Stress Corrosion Cracking, SCC, IGSCC, TGSCC, Light Water Reactor, Austenitic Stainless Steels, Slow Strain Rate Technique, Post Irradiation Examination

This report is accepted as a doctoral thesis by Ibaraki university.

目 次

第1章 序論・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
1.1 本研究の背景・・・・・・ 1
1.2 従来の知見・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・2
1.2.1 原子力発電プラント・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
1.2.2 SCC に関する知見・・・・・・ 3
1.2.3 IASCC に関する知見・・・・・4
1.3 本研究の目的と意義・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
1.4 本論文の構成と内容・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
第2章 供試材および試験方法・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・17
2.1 供試材・・・・・・・・・・17
2.1.1 核融合炉ブランケット用 316 ステンレス鋼・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 17
2.1.2 工業用市販純度 304 ステンレス鋼・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 18
2.1.3 高純度 304 系および 316 系合金・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 19
2.1.4 実プラント採取ステンレス鋼・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.2 試験方法・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.2.1 引張試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.2.2 低ひずみ速度引張試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 22
2.2.3 in-situ 観察・・・・・・22
2.2.4 顕微鏡観察・・・・・・ 23
2.2.5 き裂進展試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.2.6 き裂発生試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
第3章 応力腐食割れ感受性および接合健全性に及ぼす熱間等方圧加圧接合の影響・・・ 39
3.1 緒言····································
3.2 引張試験および SSRT 結果・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・39
3.3 HIP 接合部の SCC 感受性および接合健全性に関する考察・・・・・・・・・・・・・・・40
3.4 結言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
第4章 in-situ 観察機能を有する照射後 SSRT 装置の開発・・・・・・・・・・・ 51
4.1 緒言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・51
4.2 照射後 SSRT 装置の仕様・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・52
4.2.1 全体構成・・・・・ 52
4.2.2 引張試験機およびオートクレーブ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・52
4.2.3 観察および記録装置・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・53
4.2.4 高温高圧水供給ループ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 54
4.3 性能確認試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
4.4 結言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・55
第5章 照射誘起応力腐食割れの低ひずみ速度試験におけるき裂発生・進展挙動の評価・69

5.1 緒言······ 69
5.2 照射済 304 ステンレス鋼の SSRT と in-situ 観察の結果・・・・・・・・・・・・・・・・・70
5.2.1 照射量 1x10 ²⁵ n/m ² の 304 ステンレス鋼の照射後試験結果・・・・・・・・・・ 70
5.2.2 照射量 1x10 ²⁶ n/m ² の 304 ステンレス鋼の照射後試験結果・・・・・・・・・・ 70
5.3 照射済 304 ステンレス鋼の SSRT におけるき裂発生進展挙動と IASCC 感受性に関する
考察······71
5.3.1 照射量 1x10 ²⁵ n/m ² の 304 ステンレス鋼のき裂発生・進展挙動・・・・・・・・・ 71
5.3.2 照射量 1x10 ²⁶ n/m ² の 304 ステンレス鋼のき裂発生・進展挙動・・・・・・・・ 72
5.3.3 き裂発生・進展挙動に及ぼす応力とひずみの影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・72
5.3.4 破面に基づく IASCC 感受性とき裂進展挙動・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
5.4 結言・・・・・・・・・・・ 76
第6章 照射誘起応力腐食割れに及ぼす微量添加元素の影響の評価・・・・・・・・・・ 106
6.1 緒言・・・・・・106
6.2 304 系および 316 系合金における照射後試験結果・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
6.2.1 低ひずみ速度引張試験における応力-ひずみ挙動および硬さ・・・・・・・・・・ 106
6.2.2 低ひずみ速度引張試験後の破面形態・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 107
6.3 照射量の増加にともなう機械的特性と IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響に関する
考察・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
6.3.1 Si の影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・108
6.3.2 Cの影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
6.3.3 Moの影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
6.3.4 Pの影響······ 111
6.3.5 Sの影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
6.3.6 Ti の影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・113
6.4 結言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
第7章 照射下における照射誘起応力腐食割れの発生および進展挙動の評価・・・・・・・・140
7.1 緒言・・・・・・・・・・140
7.2 照射下き裂発生試験・・・・・・ 140
7.2.1 照射下き裂発生試験結果・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
7.2.2 き裂発生に及ぼす IGSCC 破面率と降伏応力比の影響・・・・・・・・・・・・・・・・・ 141
7.3 照射下き裂進展試験・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
7.3.1 照射下き裂進展試験結果・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
7.3.2 き裂進展速度に及ぼす応力拡大係数と降伏応力の影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
7.4 結言・・・・・・ 142
第8章 総括・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
謝辞
参考文献••••••••••••••••••
付録 本論文に関連した発表論文一覧・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・

Contents

1. In	trodu	$to tion \cdots \cdots$
1.1	Bac	kground ······1
1.2	2 Ove	erview of the Former Studies and Issues · · · · · · · · · · · · · · · · · · 2
	1.2.1	Nuclear Power Plants······ 2
	1.2.2	Findings regarding SCC ······ 3
	1.2.3	Findings regarding IASCC ······ 4
1.3	B Obj	ectives of this study ······ 6
1.4	l Ou	tline of This Thesis · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
2. M	lateri	als and Experimental Procedure····· 17
2.1	Ma	terials ······ 17
2	2.1.1	Type 316 Stainless Steel for the Blanket Module in the ITER · · · · · · 17
2	2.1.2	Type 304 Stainless Steel with Commercial Purity · · · · · · · · 18
2	2.1.3	Type 304 and 316 Alloys with High Purity 19
2	2.1.4	Stainless Steels obtained from Commercial Plants ······ 20
2.2	2 Exp	perimental Procedure · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
2	2.2.1	Tensile Test······ 22
2	2.2.2	Slow Strain Rate Technique · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
4	2.2.3	In-situ Observation · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
4	2.2.4	Microscope Examination · · · · · · 23
4	2.2.5	Crack Growth Test · · · · · · 23
2 2	2.2.6	Crack Initiation Test······24
3. I	Effect	s of Hot Isostatic Pressing Technique on SCC Susceptibility and Integrity
	••••	
3.1	Int	roduction · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
3.2	2 Res	sults of Tensile Test and SSRT · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
3.3	B Dis	cussion on SCC Susceptibility and Integrity at the HIPed Joint 40
3.4	Cor	nclusions ······ 41
4. D	evelo	opment of SSRT Facility with In-situ Observation Structure for Post
I	rradi	ation Examination $\cdots 51$
4.1	Intr	$oduction\cdots$
4.2	Spec	cification of SSRT Facility for Post Irradiation Examination · · · · · · · · 52
4	1.2.1	Overview of Construction 52
4	1.2.2	An Tensile Test Unit and an Autoclave · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
4	1.2.3	Observation Facility and Recorder ••••••• 53
4	1.2.4	High Temperature Water Loop ······ 54
4.3	Per	formance Tests as a Trial Run · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·

4.4	Conclusions · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
5. Eva	aluation of IASCC Initiation and Growth Behavior during SSRT ······ 69
5.1	Introduction
5.2	Results of SSRT and In-situ Observation of Irradiated Type 304 Stainless Steel
	······ 70
5.	2.1 Results of Post Irradiation Examination in Type 304 Stainless Steel
	Irradiated to a Fluence of 1×10^{25} n/m ² ····································
5.	2.2 Results of Post Irradiation Examination in Type 304 Stainless Steel
	Irradiated to a Fluence of 1×10^{26} n/m ² ······ 70
5.3	Discussion on Crack Initiation and Growth Behavior and IASCC Susceptibility
	during SSRT of Irradiated Type 304 Stainless Steel · · · · · · · · · · · 71
5.	3.1 Crack initiation and Growth Behavior of Type 304 Stainless Steel
	Irradiated to a Fluence of 1×10^{25} n/m ² · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
5.	3.2 Crack Initiation and Growth Behavior of Type 304 Stainless Steel
	Irradiated to a Fluence of 1x10 ²⁶ n/m ² ····· 72
5.	3.3 Effects of Stress and Strain on Crack Initiation and Growth Behavior $\cdot72$
5.	3.4 Crack Growth Behavior and IASCC Susceptibility Based on Fracture
	Surface Examination · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
5.4	Conclusions · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
6. Eva	aluation of Effects of Minor Additional Elements on IASCC ·········· 106
6.1	Introduction · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
6.2	Results of Post Irradiation Examination in Type 304 and 316 Alloys · · · · · 106
6.	2.1 Stress-strain Behavior and Hardness in SSRT······ 106
6.	2.2 Morphology of Fracture Surface after SSRT ······ 107
6.3	Discussion on Effects of Additional Elements on Mechanical Property and
	IASCC Susceptibility with increasing in Neutron Fluence ••••••••• 107
6.	3.1 Effects of Si · · · · · · 108
6.	3.2 Effects of C · · · · · · · · 109
6.	3.3 Effects of Mo······ 110
6.	3.4 Effects of P · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
6.	3.5 Effects of S · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
6.	3.6 Effects of Ti······ 113
6.4	Conclusions · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
7. Eva	aluation of IASCC Initiation and Growth Behavior during Neutron Irradiation
••	
7.1	Introduction · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
7.2	In-core Crack Initiation Test · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·

7.2.1 Results of In-core Crack Initiation Test
7.2.2 Effects of Fraction of IGSCC and Ratio of Yield Strength on Crack
Initiation · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
7.3 In-core Crack Growth Tests · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
7.3.1 Results of In-core Crack Growth Tests · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
7.3.2 Effects of Stress Intensity Level and Yield Strength on Crack Growth Rate
7.4 Conclusions
8. Summary
Acknowledgements · · · · · · · 159
References · · · · · 161
Appendix List of Related Publications

表リスト

- Table 2.1 Chemical compositions of type 316L(N)-IG SS (mass%)
- Table 2.2 Chemical compositions of type 304 SS used as a trial run for in-situ observation (mass%)
- Table 2.3 Chemical compositions of type 304 SS used for in-situ observation during post irradiation SSRT (mass%)
- Table 2.4 Chemical compositions of high purity type 304 and 316 alloys (mass%)
- Table 2.5 Solution annealing conditions for high purity type 304 and 316 alloys
- Table 2.6 Materials matrix in crack growth studies
- Table 5.1 Summary of SSRT in irradiated type 304 SS
- Table 5.2 Summary of in-situ observation in irradiated type 304 SS
- Table 6.1 Results of SSRT after neutron irradiation to 3.5 x 10²⁵ n/m² (E>1 MeV)
- Table 7.1 Summary of failed specimens in the crack initiation study

図リスト

- Fig. 1.1 Number of nuclear power plants in Japan as a function of years after operation start
- Fig. 1.2 Construction of the ITER
- Fig. 1.3 Construction of the blanket module in the ITER
- Fig. 1.4 Schematic drawings of BWR: (a) construction in a reactor pressure vessel and (b) construction of water flow
- Fig. 1.5 Schematic drawings of PWR: (a) construction in a reactor pressure vessel and (b) construction of water flow
- Fig. 1.6 Fracture surfaces of typical fracture mode: (a) IGSCC, (b) TGSCC and (c) dimple fracture
- Fig. 1.7 Initiation portions of SCC in low carbon SSs in BWRs: (a) core shroud and(b) PLR pipes
- Fig. 1.8 Schematic drawings of factors on (a) SCC and (b) IASCC
- Fig. 1.9 Schematic drawing mechanistic issues believed to influence crack advance during on IASCC of austenitic SSs
- Fig. 1.10 Neutron fluence dependencies of micro structures and mechanical properties in type 304 and 316 SSs: (a) loop density and average loop diameter of dislocation and (b) 0.2% yield stress and total elongation
- Fig. 1.11 Examples of RIS: (a) typical segregation profiles at grain boundaries induced by neutron irradiation and (b) decreasing in Cr concentration with fast neutron fluence
- Fig. 1.12 Neutron fluence dependencies of IASCC susceptibility: (a) simulated BWR environments and (b) simulated PWR environments

- Fig. 1.13 DO and DH dependencies of IASCC susceptibility: (a) DO dependencies under simulated BWR environments and (b) DH dependencies under simulated PWR environments
- Fig. 2.1 HIP process in type 316L(N)-IG SS
- Fig. 2.2 Temperature and pressure histories in HIP process
- Fig. 2.3 Specimens preparation from HIPed plates and as-received plate: (a) specimens with or without HIPed interface as a gage length and (b) specimens prepared from as-received plate
- Fig. 2.4 Geometry of miniature tensile specimen
- Fig. 2.5 Geometry of round bar type tensile specimen
- Fig. 2.6 Geometry of notched tensile specimen
- Fig. 2.7 Geometry of sheet type tensile specimen
- Fig. 2.8 Typical leaky capsule for the JMTR irradiation
- Fig. 2.9 Phase stability of high purity type 304 and 316 alloys plotted on Schaeffler diagram
- Fig. 2.10 Typical capsule for the JRR-3M irradiation
- Fig. 2.11 Geometry of CT specimens for crack growth studies: (a) entire specimen prepared from irradiated material and (b) irradiated CT specimen with arm extension prepared from unirradiated material
- Fig. 2.12 Geometry of miniature tensile specimen for crack initiation study
- Fig. 2.13 Schematic illustration of typical configuration for the crack growth studies performed in the HBWR
- Fig. 2.14 Configuration of tensile specimen wrapped with graphite fiber wool
- Fig. 2.15 Schematic illustration of on-line monitoring technique in the crack initiation study on irradiated tensile specimens
- Fig. 3.1 Direct observation at the HIPed interface: (a) the as-received and (b) the HIPed type 316L(N)-IG SS
- Fig. 3.2 Stress-strain curves in tensile test and SSRT at 423 K in the HIPed type 316L(N)-IG SS
- Fig. 3.3 Direct observation after tensile test at 423 K
- Fig. 3.4 SEM examination of fracture surface after tests: (a) tensile test at 423 K and (b) SSRT at 423 K
- Fig. 3.5 Stress-strain curves in creviced SSRT
- Fig. 3.6 Temperature dependency of total elongation in the HIPed and the as-received type 316L(N)-IG SS
- Fig. 3.7 SEM examination of thermally sensitized HIPed specimen after creviced
 SSRT in oxygenated (DO = 20 ppm) high purity water at 513 K: (a) whole
 fracture surface and (b) schematic illustration of (a)

- Fig. 3.8 TG cracks introduced at gage length with the HIPed joint after creviced SSRT in oxygenated (DO = 20 ppm) high purity water at 513 K: (a) SEM and (b) direct observation
- Fig. 3.9 Temperature dependency of 0.2% yield stress in the HIPed and the as-received type 316L(N)-IG SS
- Fig. 3.10 Temperature dependency of maximum stress in the HIPed and the as-received type 316L(N)-IG SS
- Fig. 3.11 Summary of evaluation of SCC susceptibility and material integrity in the HIPed 316L(N)-IG SS
- Fig. 4.1 Configuration of a SSRT facility for irradiated specimen
- Fig. 4.2 Ground view of the SSRT facility in a hot cell
- Fig. 4.3 Side view of the SSRT facility in a hot cell
- Fig. 4.4 Tensile test machine and an autoclave in the SSRT facility
- Fig. 4.5 The autoclave with a window for observation in the SSRT facility
- Fig. 4.6 Installation of round bar type tensile specimen in the autoclave
- Fig. 4.7 Installation of sheet type tensile specimen in the autoclave
- Fig. 4.8 Configuration of clutch seal in the SSRT facility
- Fig. 4.9 Configuration of a window for in-situ observation in the SSRT facility
- Fig. 4.10 Configuration of in-situ observation for an irradiated specimen
- Fig. 4.11 Facilities for in-situ observation: (a) a monitor and a recorder, and (b) an autoclave and a CCD camera
- Fig. 4.12 Load-elongation curve and in-situ images in round bar type tensile specimen during tensile test in water at 561 K
- Fig. 4.13 Change in gage length of round bar type tensile specimen in high temperature water
- Fig. 4.14 Ratio of gage length to diameter in an in-situ image and geometry of specimen
- Fig. 4.15 Schematic drawing of reflection in the autoclave during in-situ observation:(a) round bar type tensile specimen and (b) sheet type tensile specimen
- Fig. 4.16 Load-elongation curve and in-situ images in notched tensile specimen during tensile test in water at 561 K
- Fig. 4.17 Summary of SSRT facility development for in-situ observation of irradiated materials
- Fig. 5.1 Stress-strain curves in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m² in oxygenated water at 561 K
- Fig. 5.2 Direct and SEM observation in the SA material (F5) irradiated to a neutron

fluence of 1×10^{25} n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)

- Fig. 5.3 Direct and SEM observation in the SA material (F6) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.4 Direct and SEM observation in the TS material (H4) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.5 Direct and SEM observation in the TS material (H5) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.6 Direct and SEM observation in the CW material (G6) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.7 Crack growth rate based on in-situ images during SSRT in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m²: (a) TS and (b) CW material
- Fig. 5.8 Stress-strain curves in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m² in oxygenated water at 561 K
- Fig. 5.9 Direct and SEM observation in the SA material (F10) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.10 Direct and SEM observation in the SA material (F12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.11 Direct and SEM observation in the TS material (H12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section,
 (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)

- Fig. 5.12 Direct and SEM observation in the CW material (G12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)
- Fig. 5.13 Crack growth rate based on in-situ images during SSRT in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) SA, (b) TS and (b) CW material
- Fig. 5.14 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the TS material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m²
- Fig. 5.15 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the CW material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m²
- Fig. 5.16 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the SA material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²
- Fig. 5.17 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the TS material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²
- Fig. 5.18 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the CW material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²
- Fig. 5.19 Schematic illustration of crack initiation and growth in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²
- Fig. 5.20 Comparison of fraction of IGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of neutron fluence
- Fig. 5.21 Comparison of fraction of IGSCC and TGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of neutron fluence
- Fig. 5.22 Comparison of fraction of IGSCC and TGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of yield strength
- Fig. 5.23 Schematic illustration of transition from IGSCC to TGSCC in the CW material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²
- Fig. 5.24 Schematic illustration of transition from IGSCC to TGSCC in the SA material irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²
- Fig. 5.25 Summary of results and discussion of crack initiation and growth behavior in SSRT of irradiated SSs

- Fig. 6.1 Stress-strain curves in alloys without C in high purity alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²
- Fig. 6.2 Stress-strain curves in alloys with C in high purity alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²
- Fig. 6.3 Hardness in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²
- Fig. 6.4 Direct and SEM examinations of HP304 irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.5 Direct and SEM examinations of HP304/Si irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.6 Direct and SEM examinations of HP304/P irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.7 Direct and SEM examinations of HP304/S irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.8 Direct and SEM examinations of HP304/C irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.9 Direct and SEM examinations of HP304/C/Ti irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.10 Direct and SEM examinations of HP304/All irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.11 Direct and SEM examinations of HP316 irradiated to a neutron fluence of 3.5 x 10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)
- Fig. 6.12 Fraction of SCC in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²
- Fig. 6.13 IGSCC and TGSCC area growth rate in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m² as a function of hardness
- Fig. 6.14 SEM examination of gage length in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7x10²⁴ n/m² and 3.5x10²⁵ n/m²: (a) HP304,

(b) HP304/Si, (c) HP304/P, (d) HP304/S, (e) HP304/C, (f) HP304/C/Ti, (g) HP304/All, and (h) HP316

- Fig. 6.15 Stress-strain curves in irradiated HP304
- Fig. 6.16 Stress-strain curves in irradiated HP304/Si
- Fig. 6.17 Stress-strain curves in irradiated HP304/C
- Fig. 6.18 Stress-strain curves in irradiated HP316
- Fig. 6.19 Stress-strain curves in irradiated HP304/P
- Fig. 6.20 Stress-strain curves in irradiated HP304/S
- Fig. 6.21 Stress-strain curves in irradiated HP304/C/Ti
- Fig. 6.22 Stress-strain curves in irradiated HP304/All
- Fig. 6.23 Yield strength in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7×10^{24} n/m² and 3.5×10^{25} n/m²
- Fig. 6.24 Fraction of SCC in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7x10²⁴ n/m² and 3.5x10²⁵ n/m²
- Fig. 6.25 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/Si alloys with literature data as a function of silicon concentration
- Fig. 6.26 Comparison of total elongation in HP304 and HP304/Si alloys with literature data as a function of neutron fluence
- Fig. 6.27 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/C alloys with literature data as a function of carbon concentration
- Fig. 6.28 Comparison of fraction of TGSCC in HP304 and HP304/C alloys with literature data as a function of maximum stress
- Fig. 6.29 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP316 alloys with literature data as a function of molybdenum concentration
- Fig. 6.30 Comparison of total elongation in HP316 with literature data as a function of silicon concentration
- Fig. 6.31 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/P alloys with literature data as a function of silicon concentration
- Fig. 6.32 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/S alloys with literature data as a function of sulfur concentration
- Fig. 6.33 Summary of results and discussion of effects of minor additional elements on IASCC
- Fig. 7.1 Example of LVDT signals detected in specimen failure: (a) time to failure from test start and (b) detail of failure detection
- Fig. 7.2 An example of SEM examination of specimens failed in the crack initiation study: (a) failed gage length, (b) whole fracture surface, (c) schematic

illustration of (b), and (d) high magnification of IGSCC

- Fig. 7.3 Comparison of ratio of yield strength with literature data as a function of time to failure
- Fig. 7.4 Comparison of fraction of IGSCC with literature data as a function of time to failure
- Fig. 7.5 Comparison of fraction of IGSCC with literature data as a function of ratio of yield strength
- Fig. 7.6 Examples of the crack growth rates measured on type 304L SS irradiated to 9.0x10²⁵ n/m² (E>1MeV): (a) crack growth data recorded under simulated BWR and (b) PWR environments
- Fig. 7.7 Crack growth rates measured on irradiated materials in simulated BWR (with \sim 6 ppm O₂ at 280°C) and PWR (with 2-3 ppm Li and 1000-1200 ppm B at 335°C) environments compared with NUREG-0313 curve
- Fig. 7.8 Comparison of crack growth rates with literature data as a function of yield strength: (a) data obtained in simulated BWR (high DO concentration) and (b) PWR environments (low DO and DH concentration)
- Fig. 7.9 Summary of results and discussion crack of initiation and crack growth studies performed in the HBWR

略語一覧

ASTM	American Society of Testing Materials	米国材料試験協会
BWR	Boiling Water Reactor	沸騰水型原子炉
CCD	Charge-Coupled Device	電荷結合素子
СТ	Compact Tension	コンパクトテンション(試験
		片)
CW	Cold Working	冷間加工
DCPD	Direct Current Potential Drop method	直流電位差法
DH	Dissolved Hydrogen	溶存水素
DO	Dissolved Oxygen	溶存酸素
EAC	Environmental Assisted Cracking	環境助長割れ
EDA	Engineering Design Activities	工学設計活動
EDX	Energy Dispersive X-ray spectroscopy	エネルギー分散型 X 線スペ
		クトル分析
HAZ	Heat Affected Zone	熱影響部
HBWR	Halden Boiling Water Reactor	ハルデン沸騰水型重水炉
HIP	Hot Isostatic Pressing	熱間等方圧加圧
HRP	Halden Reactor Project	ハルデン炉プロジェクト
HWC	Hydrogen Water Chemistry	水素添加水質
IASCC	Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking	照射誘起応力腐食割れ
IFE	Institute For Energy-technique	エネルギー技術研究所
IGSCC	Intergranular Stress Corrosion Cracking	粒界型応力腐食割れ
ITER	International Thermonuclear Experimental	国際熱核融合実験炉
	Reactor	
JMTR	Japan Material Testing Reactor	材料試験炉
JRR-3M	Japan Research Reactor No.3 Modified	改良型研究3号炉
LVDT	Linear Variable Differential Transformer	線形可変差動トランス
LWR	Light Water Reactor	軽水炉
NWC	Normal Water Chemistry	通常水質
OECD	Organization for Economic Co-operation for	経済協力開発機構
	Development	
PLR	Primary Loop Recirculation	原子炉一次冷却材再循環
		系
PTFE	Poly Tetra-Fluoro-Ethylene	ポリテトラフルオロエチエレ
		ン

PWR	Pressurized Water Reactor	加圧水型原子炉
PWSCC	Primary Water Stress Corrosion Cracking	一次系冷却水中応力腐食
		割れ
RIS	Radiation Induced Segregation	照射誘起偏析
SA	Solution Annealing	固溶体化熱処理
SCC	Stress Corrosion Cracking	応力腐食割れ
SEM	Scanning Electron Microscope	走查型電子顕微鏡
SSRT	Slow Strain Rate Technique	低ひずみ速度引張試験
TEM	Transmission Electron Microscope	透過型電子顕微鏡
TGSCC	Transgranular Stress Corrosion Cracking	粒内型応力腐食割れ
TS	Thermal Sensitization	熱鋭敏化熱処理
UCL	Uni-axial Constant Loading	単軸定荷重
UTS	Ultimate Tensile Strength	引張強さ

This is a blank page.

第1章 序論

1.1 本研究の背景

世界的なエネルギー消費は増加を続けており、2030年には世界のエネルギー需要は現在の約1.5倍 になり、その増分の約50%は日本を除くアジア地域で占めると予測されている[1,2]。我が国は少資源国 のため、エネルギー自給率はわずか4%であり、これに原子力を含めても16%[3]にしかすぎない。そのほ とんどを輸入に頼っている石油においては、エネルギーに占める依存度が約50%であり、石油の可採年 数は約40年、天然ガスでは約62年、ウランでは約61年であり、エネルギーの安定供給の面からも十分 な埋蔵量があるとは言い難い状況である。

さらに、石油をはじめとする化石燃料の大量消費に伴う二酸化炭素等の温室効果ガスの排出量の増加により、地球温暖化の進行がさらに進むことが懸念されている。エネルギーの安定供給および地球温暖化対策の観点から、化石燃料の依存度を低減させる必要がある。

これに対し、原子力発電は、化石燃料に依存しないことから発電過程においてほとんど二酸化炭素を 排出せず、発電コストに占める燃料費の割合が小さく経済性にも優れている上、安定的に大規模な電力 を供給可能なエネルギー源であり、エネルギー問題と地球温暖化問題の観点から社会の持続可能な発 展を支えるための有効な手段の一つである。このため、2002年6月に成立、施行されたエネルギー政策 基本法に基づき2003年10月に閣議決定されたエネルギー基本計画[4]の中では、「原子力発電を今後 とも基幹電源と位置付け引き続き推進する。」としている。また、2005年10月に閣議決定された原子力政 策大綱[5]の中では、「2030年以後も総発電電力量の30~40%程度という現在の水準か、それ以上の供 給割合を原子力発電が担うことを目指すことが適当である。」としている。2006年5月に公表された新・国 家エネルギー戦略[6]においては原子力立国計画として、「原子力発電を将来にわたる基幹電源として位 置付け、2030年以降においても、発電電力量に占める比率を30~40%程度以上とすることを目指す。」 と述べられている。

しかしながら、新規に原子力発電プラントの建設を行うことは、現在の社会情勢、経済状態を鑑みて容易なことではない。必然的に、一度建設したプラントを長期間供用することになり、それに伴いプラントを構成する材料には経年劣化が生じることになる。Fig. 1.1 に国内の原子力プラントの供用年数と基数を示す。供用開始から30年を経過したプラントの基数は、2008年1月の時点で14基であるが、2015年には30基を超えることになる。このため、高経年化した原子力プラントの健全性の評価と対処に関して、資源エネルギー庁より1996年に「高経年化に関する基本的な考え方」[7]が示された。2005年には原子力安全・保安院より高経年化対策の拠り所となる基準、指針等の明確化や国による合理的な検査の在り方等に関してとりまとめた「実用発電用原子炉施設における高経年化対策の充実について」[8]が公表されている。その中で、炉内構造物、一次冷却系配管等の設備に対する高経年化上対策すべき経年劣化事象として、ステンレス鋼の応力腐食割れ(SCC: Stress Corrosion Cracking)、ニッケル基合金の応力腐食割れ、照射誘起応力腐食割れ(IASCC: Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking)等が挙げられている。電力の安定供給を図るために、原子力発電プラントの経年劣化事象の

一つである SCC および IASCC の挙動を把握し、SCC 対策へとつなげることは重要である。

一方、将来の電力エネルギー源として核融合炉の開発が期待されている。核融合炉は重水素(D: Deuterium)と三重水素(T: Tritium)を燃料として、超高温のプラズマ内に封じ込めて核融合反応 (D+T→He+n)を起こさせ、この反応の前後の質量欠損分を熱エネルギーとして取り出すものである。現 在、日本、欧州連合(EU)、ロシア、米国、韓国、中国およびインドの7 極による国際熱核融合実験炉 (ITER: International Thermonuclear Experimental Reactor)の建設がフランスのカダラシュにおい て進められている。Fig. 1.2 に ITER の構造を示す[9]。建設に先立ち、ITER 工学設計活動(EDA: Engineering Design Activities)が行われており、第一壁のブランケット用構造材としてオーステナイトス テンレス鋼が選択され、水冷却システムが採用されている[10] (Fig. 1.3 参照)。第一壁はプラズマに対向 し、多量の高エネルギー中性子の照射を受けることになり、IASCC の発生が懸念されている[11]。さらに は、熱間等方圧加圧(HIP: Hot Isostatic Pressing)により製造することから、その入熱による SCC も懸 念されている。

本研究では、以上のような背景のもとに、軽水炉および核融合炉の主要な炉内構造材料であるオース テナイトステンレス鋼における重要な劣化現象である SCC および IASCC を対象とする。原子カ用ステン レス鋼の IASCC に関しては、これまで多くの研究がなされてきたが、必ずしも十分ではなく、その機構を 詳細に解明するには至っていない。本研究では、熱処理、冷間加工、微量添加元素等の材料因子が及 ぼすき裂の発生・進展挙動および IASCC 感受性を調べ、その影響を検討することで、SCC および IASCC 機構を明らかにするための知見を得ることを目的とした。

1.2 従来の知見

1.2.1 原子力発電プラント

我が国の原子力発電プラントは、減速材および冷却材として軽水(¹H 原子 2 個と ¹⁶O 原子 1 個からな る水の主成分)を使用していることから、軽水炉(LWR: Light Water Reactor)と呼ばれる。減速材の目的 は、炉内で ²³⁵U の核分裂の連鎖反応を持続させるために、生じた高速中性子を減速材の原子核との衝 突により運動エネルギーを減少させ、²³⁵Uとの核分裂断面積の大きい熱中性子まで減速させることである。 また、冷却材の目的は、核分裂により生じる熱を速やかに取り除き、直接または熱交換器を介して蒸気を 連続的に発生させ、その蒸気によりタービンを回転させて電力を生みだすことである。軽水は重水(²H 原 子 2 個と ¹⁶O 原子 1 個からなる水)よりも熱中性子吸収断面積が大きいという欠点があるものの、安価であ り、入手容易、性質も良くわかっていて取扱い技術が確立していることから利用されている[12]。

軽水炉は、沸騰水型原子炉(BWR: Boiling Water Reactor)と加圧水型原子炉(PWR: Pressurized Water Reactor)に大別されている。BWR および PWR の一般的な構造を、それぞれ Fig. 1.4 および Fig. 1.5 に示す[12-14]。BWR は、原子炉内で発生した蒸気を直接タービンに送って発電する直接サイ クル方式を採用しており、原子炉圧力容器内は約 7.2MPa に保持されており、その飽和温度である 559K(286℃)よりも若干低い温度の水が炉心に供給される。この冷却水が炉心を通過する際に核分裂による熱で沸騰を起こし、蒸気と水の二相流となる[12]。これに対し、PWR は、炉心で発生した高温、高圧

の一次冷却材を蒸気発生器へ送り、蒸気発生器を介して二次冷却材へ熱を伝えて発生した蒸気をター ビンへ送る間接サイクル方式となっている。原子炉圧力容器内は約 15.5MPa に加圧されており、冷却材 温度は炉心入口で 563K(約 290℃)、炉心出口で約 598K(約 325℃)であり、炉心では水のみの単相流 が供給される[12]。また、水質においても BWR は冷却水に対して原則として薬剤を添加しないのに対し、 PWR は中性子吸収材であるホウ酸を添加して炉心反応度を制御している。これにより、水質が酸性側へ 移行することから、腐食が抑制されるアルカリ側に冷却水を調整するために、水酸化リチウムを冷却水に 添加している[13]。

1.2.2 SCC に関する知見

原子力プラントにおけるステンレス鋼の SCC は、1966 年に米国において BWR である Dresden-1 号 機の原子炉再循環系 (PLR: Primary Loop Recirculation) 配管の6インチの304 鋼管の内側に発生 しているのが初めて発見された[15-17]。それ以降、我が国の BWR プラントにおいても次々と SCC が発 見され、1970年代から1980年代前半にかけてプラント稼働率が50%を切ることになった。そのため、安 全性への懸念および従事者の被曝線量が増大することとなり[18]、SCC に関する研究が精力的に行わ れた。その結果、ステンレス鋼における SCC は、材料、応力および環境の三因子が重畳することで生じる 劣化現象であること、すなわち、炭素含有量が約0.03%以上のオーステナイトステンレス鋼の溶接部にお いて溶接時の入熱により、熱影響部(HAZ: Heat Affected Zone)の結晶粒界に Cr23C6等の Cr 炭化物 が析出することで結晶粒界近傍に Cr 欠乏層が形成し、さらに溶接による残留引張応力と高温高圧水と いった腐食環境が作用することで割れが生じることが判明した。SCCの破面形態の例を Fig. 1.6 に示す。 - 破面形態から粒界型(IG: Intergranular) SCC と粒内型(TG: Transgranular) SCC に大別できる。粒 界に沿って割れが進展した場合が IGSCC(Fig. 1.6(a)参照)であり、延性的な伸びを伴わず平面的に割 れる場合が TGSCC(Fig. 1.6(b)参照)である。TGSCC は条件により、き裂の進展方向に対応するリバー パターンを示すこともある。腐食環境中でSCC感受性を示す材料であっても、ひずみ速度が10-4/s程度 の通常の引張速度あるいは低ひずみ速度であっても不活性ガス中等の非腐食性の雰囲気中では、Fig. 1.6(c)の延性破面を示すことになる。

上述の原因究明の研究から、SCC に対する抑制策が研究され、材料、応力および環境の三因子が重 畳しないようにする各種の SCC 対策が開発された[17,19]。材料の面では、炭素含有量が下がることで Cr 炭化物も生成し難くなり、熱鋭敏化され難い[20]ことから炭素含有量を 0.02%以下にした低炭素ステ ンレス鋼が開発され[21]、実プラントへ導入されている[22]。応力の面では材料表面の応力状態改善の観 点から、炉心シュラウドにおいてはウォータージェットピーニング、レーザーピーニング等を施すことにより 材料表面の残留応力を引張応力から圧縮応力へ転換させ[23-27]、配管においては高周波誘導加熱応 力改善方法のような熱処理、あるいは水冷溶接等の溶接方法の開発により応力状態を改善している [26,28]。環境の面では、原子炉水中に溶存している酸化種、すなわち、酸素や放射線分解によって生じ る過酸化水素(H₂O₂)量の低減が重要である。これは起動前に原子炉水の脱気運転を行い、溶存酸素濃 度(DO: Dissolved Oxygen)を 0.2ppm 以下に低下させる[29]、あるいは、原子炉給水中へ水素注入を した環境(HWC: Hydrogen Water Chemistry)を作り出すことで酸素や過酸化水素と水素を反応させ 再度水へ戻すことで環境からの影響を緩和させている[18,27,29]。

これらの SCC 抑制策を施したにもかかわらず、近年、国内の BWR の炉心シュラウドおよび PLR 配管 で使用されている低炭素ステンレス鋼において、SCC が発生していたことが報告されている[17,30-33]。 Fig. 1.7 に BWR の炉心シュラウド[34]および PLR 配管[35]の構造を示す。事業者および(独)日本原子 力研究開発機構(原子力機構)が実施した実プラントのサンプルによる調査の結果[36-45]から、低炭素ス テンレス鋼に発生した SCC では、製造過程で切削加工により材料表面が硬化していること、溶接部近傍 のHAZ部で発生していること、および表面部でTGSCCとして発生し、その後、材料内部でIGSCCとし て進展していること等が判明した。これを踏まえて、低炭素ステンレス鋼の SCC 試験等が行われ[46]、そ れらの結果から、熱鋭敏化しにくい低炭素ステンレス鋼であっても、製造過程における溶接による残留応 力および旋盤、グラインダ加工等により形成される硬化層の存在により SCC が生じることが判明している。 また、炉心シュラウドおよび PLR における SCC の発生は、再び BWR プラントの稼働率の低下を招いた が、これを契機に、構造健全性が担保可能であれば、そのまま監視強化しながらプラントを運転できるよう にする科学的かつ合理的な維持規格の必要性が広く理解されることとなった[47]。具体的には、2003 年 10月から改正された新電気事業法が施行され、「(社)日本機械学会 発電用原子力設備規格 維持規格 2002 年改訂版 JSME S NA1-2002」[48]等が我が国の技術基準として適用された。なお、維持規格は 欠陥の検査、評価、補修・取替の3つの基準から構成されており[49,50]、設計段階における機器の安全 性を供用時に再評価するために用いられる。

1.2.3 IASCC に関する知見

中性子照射によって生じる SCC として、IASCC が知られている。IASCC が最初に報告されたのは 1960 代初めであり、304 ステンレス鋼製の燃料被覆管の IG 割れとして見つかっている[51,52]。このとき は粒界に Cr 炭化物の析出が観察されず、破断までの時間と応力レベルの相互関係によるものと報告さ れている。それ以降、1976 年の中性子源ホルダーや 1978 年の制御棒被覆管のようなステンレス鋼にお いても IASCC が見つかるようになった。これら計装管や制御棒シース部は、狭隘部かつ高中性子照射 部であり、極めて小さい応力負荷部であった。PWR においても、316 ステンレス鋼製のバッフルフォーマ ボルトにおいて IG 割れが報告され、溶存水素を含む還元性水環境でも IASCC が起こることが認識され た[53]。近年では、2006 年に国内の BWR のハフニウム板型制御棒における IASCC によるひび割れの 報告[54]もなされている。

Fig. 1.8に SCCとIASCC の影響因子に関する概念図を、Fig. 1.9に IASCC に影響する因子の概 念図[51]をそれぞれ示す。IASCC は中性子照射によって材料の構造および特性が変化し、過酸化水素 をはじめとする酸化種の影響が作用することで SCC 感受性が上昇すると考えられている。材料が中性子 照射されると、原子のはじき出しにより格子間原子や原子空孔が生じるとともに、転位ループが形成され る。転位ループ等は転位のすべり運動の障害となるため、降伏応力、最大強度の増加と伸びの低下、す なわち、照射硬化を引き起こすことになる。

Fig. 1.10 に中性子照射による材料のミクロな構造[51]および機械的性質の変化[55]の例を示す。また、 照射により生じた点欠陥が粒界や転位等のひずみ場に吸収されることでの照射誘起偏析(RIS:

-4 -

Radiation Induced Segregation) [53,56]が生じることになる。Fig. 1.11 に RIS の例を示す[51,57]。 RIS は、溶質原子の母相に対する寸法因子によることがわかっており、ステンレス鋼では母相である Fe の原子径よりも大きい(oversize)原子である Cr、Mn、Mo の濃度は粒界で減少し、小さい(undersize)原 子である Ni、Si、P は濃縮される。これは、格子間原子が移動する場合には、undersize 原子と格子間原 子が複合体を構成し、一体となって粒界等へ移動するために、粒界で undersize 原子(Si、P)が濃縮さ れることによる。これに加え、空孔が粒界に移動する場合には隣の格子原子と位置交換をしながら進むた め、拡散速度の小さい原子(Ni)は粒界に濃縮し、拡散速度の大きい原子(Cr、Fe)は粒界から遠ざかるこ とになる。これは逆カーケンドール効果と呼ばれている[56,57]。このように粒界で Cr 濃度が低下すること でステンレス鋼の耐食性も低下するとともに、非金属である Si や P の濃度が増加することにより粒界での 結合力が変化することになる。

これらの他に中性子照射により生じる現象として、スエリング(Swelling)が IASCC に影響するとみられ ている。スエリングは材料が中性子照射を受けると、原子が結晶格子点から弾き出されて原子空孔が形 成され、これが集積してボイドを生じるため、材料全体の体積がボイドの体積分だけ増加する現象である。 中性子照射が応力に影響を及ぼす現象として照射クリープ、照射誘起応力緩和が挙げられる。高温領 域では照射中のクリープ速度は熱クリープと同じであるが、熱クリープが生じないような低温領域において も照射によりクリープが生じることになる。これは転位が点欠陥を吸収することで変形・ひずみを生じること による。一方、定変位状態で照射を行った場合に、照射量の増加とともに応力が減少する事象が照射誘 起応力緩和である[60,61]。他にも、転位の運動により点欠陥ループが消滅し、照射欠陥の密度が著しく 低い部分が形成されることがある。これを転位チャンネルと呼んでおり、欠陥密度が低いために変形が局 所的に集中しやすく、以降の変形は転位チャンネルのみで進行する不均一変形で進行することになる。

このように、IASCC は中性子照射に伴う材料のミクロな構造と機械的性質および応力状態の変化によることから中性子照射量依存性を示すことになる。Fig. 1.12 にその例を示す[57,61]。BWR 環境の H₂を 注入しない環境(NWC: Normal Water Chemistry)において、304 ステンレス鋼では 5x10²⁴ n/m² (E>1MeV)以上で、316 ステンレス鋼は 1x10²⁵ n/m² (E>1MeV)以上で IASCC 感受性を示している。 PWR 環境での冷間加工した 316 ステンレス鋼においては、2~3 x10²⁵ n/m² (E>0.1MeV)以上で IG 割 れ感受性を示している。IGSCC 感受性は水環境依存性も有しており、Fig. 1.13 にその例を示す[57,62]。 BWR 環境において、DO 濃度の減少にともない、IGSCC 感受性が低下し(Fig. 1.13(a)参照)、水素注入 を行うことで DO < 1ppb と同等の IGSCC 破面率まで低下することが報告されている[63]。しかしながら、 9.14x10²⁵ n/m² (E>0.1MeV)まで照射された 304L ステンレス鋼のき裂進展試験において、HWC 環境 でもき裂進展速度が低下しないことも報告されている[64]。一方、PWR 環境においては溶存水素濃度 (DH: Dissolved Hydrogen)の増加とともに IGSCC 感受性が増加することが報告されている(Fig. 1.13(b)参照)。この他、IASCC 感受性が現れるための応力にも、しきい値があることが知られており、 BWR 環境では 400MPa 以上[51]、PWR 環境では 600MPa 以上[62]の降伏応力が必要であることが 示されている。 1.3 本研究の目的と意義

前節で述べたように、溶接熱影響部に起因する SCC、中性子照射によって生じる IASCC、低炭素ス テンレス鋼における SCC に関して精力的な研究活動が行われており、それにより各 SCC に関する多くの 知見が集積されている。しかしながら、SCC は多くの因子が作用する現象であり、特に IASCC において は、中性子、γ線等の放射線が作用することから、その機構および影響を及ぼす因子をさらに複雑化さ せている。その上、中性子照射により材料自体から誘導放射線も生じるために、遮蔽設備を必要とし、取 り扱いおよび試験実施に制約が生じることになる。

1.1節で述べたようにエネルギー問題と地球温暖化問題の観点から、原子力発電は有効なエネルギー 源の一つである。このため、冷却材として水を使用した原子力環境でのステンレス鋼の SCC 特性および IASCC 特性に及ぼす各種因子の影響を明らかにすることは、工学的にはもとより学術的にも重要な意義 を有し、軽水炉をはじめとする原子力システムの安全性および信頼性向上の観点からも極めて重要であ る。本研究では、材料因子が IASCC の発生・進展に及ぼす影響および IASCC 感受性に及ぼす影響に 特に重点を置いて、以下の項目を評価することを目的として実施した。

- i) 低炭素ステンレス鋼の SCC 特性へ及ぼす HIP 処理の影響
- ii) 照射済ステンレス鋼における IASCC の in-situ 観察によるき裂発生・進展挙動
- iii) 照射済ステンレス鋼における IASCC 感受性へ及ぼす添加元素の影響
- iv) 中性子照射下でのステンレス鋼における IASCC のき裂発生および進展挙動

1.4 本論文の構成と内容

本論文は、第1章から第8章により構成されている。第1章は序論、第2章は試験方法、第3章はオーステナイト鋼のSCC感受性に及ぼすにHIP接合による影響、第4章はin-situ観察機能を有する照射後低ひずみ速度引張試験(SSRT: Slow Strain Rate Technique)装置の開発、第5章はSSRT中のin-situ観察によるIASCCのき裂発生・進展挙動の評価、第6章はIASCC感受性に及ぼす添加元素の影響の評価、第7章は中性子照射下におけるIASCCのき裂発生および進展挙動の評価、第8章は総括、の構成とした。以下に各章の概略を記す。

第1章では、本研究の背景、目的と意義、構成と概要について述べた。溶接熱影響に起因するSCC、 中性子照射によって生じるIASCC、低炭素ステンレス鋼におけるSCCは、高温水のような腐食環境にお いて IGSCC を生じる共通性があるけれども、発生原因の異なるSCC であり、冷却材として水を使用した 原子力環境でのステンレス鋼の共通の問題である。そのため、原子力環境でのステンレス鋼のSCC 特性 および IASCC 特性に及ぼす各種の影響を明らかにすることは、原子力システムの安全性および信頼性 向上の観点から重要であることを述べた。

第2章では、本研究の試験方法について、供試材、照射試験、照射後試験および照射下試験に関してまとめて述べた。

第3章では、HIP 処理により製造された316L(N)-IG ステンレス鋼の接合部の健全性およびSCC 感

- 6 -

受性に及ぼす HIP の影響について検討した結果をとりまとめた。真空中での引張試験の結果から、HIP 接合材の引張特性はベース鋼と同等であることを示した。高温水中での SSRT の結果から、HIP 接合材 の SCC 感受性が認められないこと、および鋭敏化熱処理を行った HIP 接合材ではわずかに TGSCC 感受性が認められたが、HIP 界面での TGSCC の発生は認められなかった。HIP 接合は 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性を増加させず、接合健全性を低下させないことを確認した。

第4章では、ホット試験施設内に設置した遠隔操作型のSSRT装置の開発と、in-situ 観察の確認試験として高温水中で行った引張試験についてとりまとめた。SSRT装置には、照射後試験を安全かつ高精度で効率よく行い、長い試験時間において安定してデータが取得可能であるとともに、ホットセル内での遠隔作業に適合するように多くの工夫を施した。未照射材の561Kでの引張試験においてin-situ観察を行い、試験片の変形から破断に至るまでの過程を観察可能であることを示した。

第5章では、中性子照射済ステンレス鋼のIASCCのSSRTにおけるき裂発生・進展挙動について検討した結果をとりまとめた。第4章で開発した照射後SSRT装置を用いたin-situ観察から、SSRTにおけるき裂発生は最大応力の98~99%程度であること、き裂の発生数は1または2本であったこと、IASCC感受性を有する固溶化熱処理材では全面IGSCC、熱鋭敏化材ではIGSCCとTGSCCの混在した破面、冷間加工材ではIGSCCからTGSCCへTGSCCから延性破面へ破壊形態が遷移すること、試験片の残存断面積、荷重、変位量がバランスを保つことで延性破壊からTG割れの破壊形態へと遷移すること、き裂進展時には、進展速度の増加と減少を交互に繰り返しながら進展することを示した。

第6章では、高純度304系合金でのIASCCにおける微量添加元素の影響について検討した結果を とりまとめた。中性子照射量の増加とともに、降伏応力およびIGSCC破面率は増加すること、照射硬化を 抑制するSiとMoの効果が照射量3.5x10²⁵n/m²では消失したこと、C添加合金では全試料中最も高い 照射硬化を示しIGSCCがTGSCCへ遷移すること、Pの添加は他の微量添加元素が含有されておらず 0.02%程度までの添加量であればIGSCC破面率を減少させること、Sの添加は粒界での耐食性を低下 させIASCC感受性を増加させること、Tiの添加はIASCC感受性に大きな影響を及ぼさないことを示し た。

第7章では、中性子照射下でのIASCCのき裂発生に及ぼす荷重の影響とき裂進展速度に及ぼす応 力拡大係数および降伏応力の影響について検討した結果をとりまとめた。き裂発生試験の結果から、破 断直前に試験片に負荷されていた降伏応力に対する比率は78~93%であること、破断後のIGSCC破 面率は12~38%であること、負荷する降伏応力比の増加とともにIGSCC破面率は減少することを示した。 BWR および PWR 模擬環境下でのき裂進展試験の結果から、き裂進展速度は応力拡大係数とともに増 加する応力拡大係数依存性を示すこと、材料の降伏応力とともに増加する傾向を示した。

第8章では、本研究の結果をとりまとめた。



Fig. 1.1 Number of nuclear power plants in Japan as a function of years after operation start



Fig. 1.2 Construction of the ITER[9]



Fig. 1.3 Construction of the blanket module in the ITER[11]





Fig. 1.4 Schematic drawings of BWR: (a) construction in a reactor pressure vessel[12] and (b) construction of water flow[13]



Fig. 1.5 Schematic drawings of PWR: (a) construction in a reactor pressure vessel[14] and (b) construction of water flow[13]



Fig. 1.6 Fracture surfaces of typical fracture mode: (a) IGSCC, (b) TGSCC and (c) dimple fracture



Fig. 1.7 Initiation portions of SCC in low carbon SSs in BWRs: (a) core shroud[34] and(b) PLR pipes[35]



Fig. 1.8 Schematic drawings of factors on (a) SCC and (b) IASCC



Fig. 1.9 Schematic drawing mechanistic issues believed to influence crack advance during on IASCC of austenitic SSs[51]



Fig. 1.10 Neutron fluence dependencies of micro structures and mechanical properties in type 304 and 316 SSs: (a) loop density and average loop diameter of dislocation[51] and (b) 0.2% yield stress and total elongation[55]



Fig. 1.11 Examples of RIS: (a) typical segregation profiles at grain boundaries induced by neutron irradiation [57] and (b) decreasing in Cr concentration with fast neutron fluence[51]



Fig. 1.12 Neutron fluence dependencies of IASCC susceptibility: (a) simulated BWR environments[57] and (b) simulated PWR environments[62]



Fig. 1.13 DO and DH dependencies of IASCC susceptibility: (a) DO dependencies under simulated BWR environments[57] and (b) DH dependencies under simulated PWR environments[62]
第2章 供試材および試験方法

2.1 供試材

本章では、第3章~第7章の試験に用いた材料について述べる。本研究で使用した材料は、ITER のブランケット用 316 ステンレス鋼、工業用市販純度 304 ステンレス鋼、高純度 304 系および 316 系合 金および実プラント採取ステンレス鋼に大別できる。IASCC研究を行う場合、IASCCが中性子照射に起 因する現象であることから、材料に対して中性子照射を行うことが必要となる。この場合、試験片形状に加 工した供試材を照射キャプセルに装荷し、試験炉において中性子照射を行い、目標照射量に到達後、 照射キャプセルを解体して照射後試験を行う場合と、実プラントにおいて中性子照射を受けた機器のうち、 定期点検等の際に交換された部材を試験片形状に加工して照射後試験を行う場合とに大きく分けること ができる。材料が中性子照射を受けるときには弾き出し損傷や RIS を生じる他に、原子核に中性子が捕 獲される(n, y)反応等の核変換により各種の放射性同位元素が生成する。例えば、オーステナイト安定 化元素の一つである Co は、安定同位体として存在する 59Co から、59Co(n, γ)60Co の反応により 60Co を生じる。60Coは強いy線を放出し、その半減期も5.27年と長いために照射済ステンレス鋼においては その取り扱いに十分な注意を要する核種である。そのため、原子力環境で使用する鋼材については、Co の含有量を低下させたものを使用するのが一般的である。照射後試験を行うために試験炉内で照射キャ プセルを中性子照射した場合においても、短寿命核種を減衰させて誘導放射能の低減・遮蔽および崩 壊熱の除去のために、水中カナル内等で1~3ケ月程度保管する。短寿命核種の減衰を待っても長寿核 種が残存しているため、その後の照射キャプセル解体、試料区分け、照射後試験はいずれもホットセルと 呼ばれる、コンクリートあるいは鉛等の放射線の遮蔽能力の高い材質で密閉された区画内において、マ ニプレーターあるいはトングによる遠隔操作で行う必要がある。このため、試験機への試験片の取り付け の容易性、ホットセル内での汚染拡大防止策等、未照射材での試験工程では考慮する必要ない事項に 関しても、IASCC 研究の試験工程では注意する必要が生じることになる。

以下に、各供試材の使用目的、化学組成、熱処理および中性子照射条件等について述べる。

2.1.1 核融合炉ブランケット用 316 ステンレス鋼[65]

(1) 使用目的

ITER EDA において、第一壁/遮蔽ブランケット用にオーステナイトステンレス鋼が選択され、 316L(N) ITER 級(316L(N)-IG: 316L(N)-ITER Grade) ステンレス鋼が候補材料とされている。第一 壁/遮蔽ブランケット用モジュールの製造段階では、接合強度、寸法精度等の点から HIP 工法が有力 であるが、HIP 工程中の入熱による接合部の SCC 感受性の上昇および高温での接合健全性の低下が 懸念される。316L(N)-IG ステンレス鋼は低炭素鋼であるため、高温水中での SCC 感受性は非常に低い と考えられる。けれども、耐 SCC 性の良好な 316 系ステンレス鋼でも、環境因子の腐食効果の増大により SCC を発生する[66,67]ことから、HIP 接合が SCC 感受性に及ぼす影響および接合健全性を評価する ために、HIP 接合した 316L(N)-IG ステンレス鋼を使用した。 (2) 組成および HIP 工程

本研究で使用した 316L(N)-IG ステンレス鋼の化学組成を Table 2.1 に示す。長さ 400mm、幅 300mm および厚さ 40mm の 2 枚の 316L(N)-IG ステンレス鋼板を固溶化熱処理後水冷した。鋼板の 表面を研磨材(粒径 0.7µm)により機械研磨し、研磨面を対面させて配置した。HIP 工程を Fig. 2.1 に示 す。316L(N)-IG ステンレス鋼板の周囲を 304 ステンレス鋼の薄板で囲み、温度 873K で 1 時間の真空 中(< 1.33x10⁻⁴ Pa)で加熱後、温度 1023K、圧力 150MPa のアルゴンガス中で 2 時間、等方静水的に 加圧した。HIP 工程時の温度および圧力履歴を Fig. 2.2 に示す。

(3) 試験片

Fig. 2.3に試験片の採取方法を示す。HIP 工程を経る鋼材は受入れ材と比較してHIP 処理温度の熱 処理を1回分経ることになるため、HIP 接合した鋼板から試験片平行部に HIP 接合部を含む試験片お よび HIP 接合部を含まない試験片を採取するとともに、受入れ材からも試験片を作製した(Fig. 2.3参照)。 これらの試験片をそれぞれ、HIP 接合材、HIP 熱影響材および受入れ材とする。試験片形状は平行部 長さ7.62mm、幅 1.52mm および板厚 0.76mm を有する微小平板型引張試験片(Fig. 2.4 参照)および 平行部長さ 24mm および直径 4mm の丸棒型引張試験片(Fig. 2.5 参照)とした。

2.1.2 工業用市販純度 304 ステンレス鋼[68]

(1) 使用目的

オーステナイトステンレス鋼の IASCC の SSRT におけるき裂発生・進展挙動を in-situ 観察するため に、工業用市販純度 304 ステンレス鋼を試験片として用いた。304 ステンレス鋼は初期の軽水炉におい て実際に使用されていたことに加え、316 ステンレス鋼に比べて耐食性および耐 SCC 性が低く、IASCC を示すしきい中性子照射量も 316 ステンレス鋼の約半分とされている[57]。すなわち、IASCC を示すた めの照射期間が短く、かつ IASCC 感受性を示した場合の特徴が顕著に現れやすい。また、熱鋭敏化処 理後に中性子照射した場合にも、双方の重畳した効果が低炭素ステンレス鋼よりも明確に示される。これ らのことから、工業用市販純度 304 ステンレス鋼を IASCC の SSRT における in-situ 観察に使用した。 (2) 組成および熱鋭敏化と冷間加工処理

Table 2.2 および Table 2.3 に市販純度 304 ステンレス鋼の化学組成を示す。Table 2.2 中の ID:1A および A04 の材料は 1323K、30 分間の固溶化熱処理を行った。Table 2.3 に示す 304 ステンレス鋼に おいては、1373K、60 分間の固溶化熱処理(SA: Solution Annealing)後を行った SA 材、固溶化熱処 理後に 1023K で 100 分間+ 773K で 24 時間の熱鋭敏化処理(TS: Thermal Sensitization)を施した TS 材、および固溶化熱処理後に 20%の冷間加工(CW: Cold Working)を行った CW 材とした。 (3) 試験片

SSRT 装置の in-situ 観察の性能確認試験においては Fig. 2.5 に示す丸棒型引張試験片および試験片の平行部の両側にノッチを導入した Fig. 2.6 に示す平板型引張試験片とした。ノッチの導入は、破断部を限定させて in-situ 観察を確実に行うことを目的としている。照射材での SSRT における in-situ 観察では、Fig. 2.7 に示す平板型引張試験片とした。 (4) 中性子照射条件

試験片を照射キャプセルに装荷し、材料試験炉(JMTR: Japan Materials Testing Reactor)の炉 水中(323 K)で照射した。Fig. 2.8 に JMTR 照射用リーキー型キャプセルの例を示す。照射日数は 69 日および 708 日であった。高速中性子フルエンスは、それぞれ 1.0x10²⁵ n/m² (E > 1 MeV)および 1.0x10²⁶ n/m² (E > 1 MeV)と評価された。

なお、JMTR は定格出力 50MW、軽水冷却減速型の我が国唯一の材料・燃料の照射試験炉であり、 キャプセル照射設備における高速中性子フラックスは 1x10¹⁶~2x10¹⁸ n/m²s である[69]。

2.1.3 高純度 304 系および 316 系合金[70]

(1) 使用目的

オーステナイトステンレス鋼の IASCC 研究においては、実プラントで使用されている材料から採取後 試験片形状に加工を行う場合と市販材を試験片加工し中性子照射後試験に供する場合とがある。いず れも工業用市販材が使用されることが多く、JIS 等の規格値を超えないようにするものの複数の元素がラ ンダムに含まれており、個々の元素が IASCC に及ぼす影響を明らかにすることは困難である。本研究で は、添加元素として Si、P、S、C、Ti、Mo のそれぞれの影響を明らかにするために、ベースとなる Fe-Cr-Ni 合金を工場規模で高純度化して溶製し、そこに各元素を単独および組合せて添加した。Fig. 2.9 にこれら高純度合金のシェフラー状態図[20]における相安定性を示す。

Si および P は、粒界に偏析する傾向があり、熱鋭敏化により Huey および Coriou 試験での腐食速度 が上昇すること[71]、MgCl₂溶液中の SCC 試験において、2wt%以上の Si は割れ感受性を減少させる のに対し、P は割れ感受性を著しく高めることが報告されている[72-74]。固溶体化材の Ru 含有硝酸中 での腐食試験では、Si および P 含有量の増加により粒界侵食深さが増大することが示されている[75]。 SUS316L において熱処理による P の粒界偏析およびフィルム状 P 化合物の粒界析出が生じた場合、 SCC き裂進展速度を増加させると考えられている[76]。これらのことから、IASCC における Si および P の影響を評価するために、それぞれ単独で添加した。

S は、耐食性を低下させる上、粒界に偏析しやすく、赤熱脆性、白熱脆性等の脆化現象を生じることが知られている。原子炉圧力容器鋼の SSRT において、S 量の増加に伴い、断面収縮率の低下やき裂進展量の増加が報告されている[77]。一方、MgCl2溶液中の SCC 試験では約 0.1wt%までの S の含有であれば有効であるとされている[72]。このため、IASCC への S の影響を明らかにするために添加した。

C は、強度、硬さ、SCC 感受性、粒界腐食性、オーステナイト安定化、Laves 相の粒界析出抑制[71] 等、鋼の性質や組織に大きく影響を及ぼす元素であるが、溶接時の入熱により Cr 炭化物が結晶粒界に 析出することで SCC を発生させることが判明している。これに対し、MgCl₂ 溶液中の SCC 試験では、 0.15wt%以上の C の添加で SCC 感受性の著しい低下が報告されており[72]、IASCC への C の影響を 評価するために添加した。

Ti 添加により、高速中性子照射された 316 ステンレス鋼が良好な耐スエリング特性を示すことが報告されている[78]。また、CrよりもCとの親和力が強いTiをC量の5倍以上の添加することでTiC析出物として微細分散させ、Cr炭化物形成を防止する321系ステンレス鋼が実用化されている[79]。これらのこと

から、IASCC における Ti の影響をみるために、C+Ti 添加とした。

Mo の添加により、耐食性および耐 SCC 性が改善すること[21,22]が知られており、実プラントの炉心シ ュラウドや PLR 配管として 316L、316NG(Nuclear Grade)ステンレス鋼が使用されている。しかしながら、 高純度 316 鋼であっても熱鋭敏化処理で生じた Laves 相により腐食速度が増加することもある[71]。沸 騰 42%MgCl₂ 溶液中の SCC 試験では、Mo は割れ感受性を著しく増加させるとの報告[72,74]および SUS316の SCC 抵抗性は SUS304 に比べて著しく大きくなるとの報告[80]もある。このため、Mo の効果 を調べることとした。

(2) 組成および熱処理条件

高純度 304 系および 316 系合金の化学組成を Table 2.4 に示す。これらの合金は 50kg 真空高周波 誘導溶解炉で溶解した後、各元素を添加することにより製造した。各合金の呼称は、ベース合金となる高 純度 304 系合金を HP304 とし、それに添加した元素を追記している。Mo 添加合金は HP316 と呼称し ている。Table 2.5 に示す熱処理温度で 30 分保持後、水冷することで固溶体化処理を行った。なお、こ れらの熱処理温度は、結晶粒度 ASTM4 とする温度である。

(3) 試験片

Fig. 2.5 に示す平行部直径 4mm および平行部長さ24mm の丸棒型引張試験片とした。中性子照射 により生じる誘導放射能を低減させるためには極力小型の試験片が望ましいが、ホットセル内での遠隔 操作性も低下するため、ある程度の大きさが必要であるとともに、平行部を長くすることで SSRT の結果の 信頼性向上を図った。また、平板型試験片において SCC の優先的発生点とされるエッジ部の影響を低 減するため、丸棒型試験片とした。

(4) 中性子照射条件

試験片を照射キャプセルに装荷し、改良型研究 3 号炉(JRR-3M: Japan Research Reactor No.3 Modified)において、543±20Kのヘリウムガス中で照射した。Fig. 2.10 に JRR-3M 照射用ヒーター制 御型照射温度制御キャプセルの例を示す。照射期間は 23819 時間であった。照射後のフルエンスモ ニター材のガンマ線スペクトロメトリーから、高速中性子フルエンスは、3.5x10²⁵n/m² (E > 1MeV) と評 価された。

なお、JRR-3M は最大熱出力 20MW、低濃縮ウラン軽水減速冷却プール型[81]の研究炉であり、キャプセル照射設備における速中性子フラックスは 1~2x10¹⁸ n/m²s である。

2.1.4 実プラント採取ステンレス鋼[82-87]

(1) 使用目的

本材料はハルデン炉プロジェクト(HRP: OECD Halden Reactor Project)において、共通試験の一 つとして行ったものである。HRP はノルウェー王国のエネルギー技術研究所(IFE: Institute For Energy-technique)が所有するハルデン沸騰水型重水炉(HBWR: Halden Boiling Water Reactor) を用いて燃料・材料の照射研究を実施している国際共同プロジェクトである。HBWR の中性子フラックス はピーク位置で~1x10¹⁷ n/m²s と炉本体の中性子フラックスが他の試験研究炉に比べて低いことから、 IASCC のしきい線量に達するまでのベース照射を HBWR において行うことは長い照射期間を要し、非 効率的である。このため、実プラントの炉内で使用された材料のうち、しきい線量を超える中性子照射を 受けた部位を試験片として加工し、炉内での照射下試験を行っている。

(2) 試験片

き裂進展試験用として、実プラントで照射された 316NG、347、304L および 304 ステンレス鋼からコン パクトテンション(CT: Compact Tension)試験片を作製した。各試験片のマトリックスを Table 2.6 に示す。 Fig. 2.11 に示すように、CT 試験片は幅、W = 16mm、板厚、B = 5mm であり、サイドグルーブを片側、 それぞれ 5%、合計 10%を導入しており、有効板厚、Beff = 4.47mm としている。直流電位差(DCPD: Direct Current Potential Drop)法によりき裂進展をモニタリングするための信号線の取り付けが必須 であることから、CT 試験片にはそのための arm extensions が必要となる。arm extensions の取り付け は、入手した実プラントのサンプルの形状に依存しており、十分な大きさのサンプルである場合、arm extensions を含む CT 試験片の全量を照射材から作製し(Fig. 2.11(a)参照)、十分な大きさがないサン プルの場合は CT 試験片のリガメント部のみ照射材から作製して未照射材から作製した arm extensions を電子ビーム溶接により接合している(Fig. 2.11(b)参照)。機械加工により最終形状に仕上げた後、大気 中において、疲労予き裂を CT 試験片に導入した。疲労予き裂導入条件は応力拡大係数、K = 12MPa√m、応力比、R= Kmin/Kmax = 0.1 および周波数 22Hz とした。荷重負荷ユニットへの CT 試験 片装荷後、arm extensions 上にき裂進展モニタリング用の信号線として、1 対の電流線と2 対の電圧線 をスポット溶接した。

き裂発生試験用として、スウェーデンの Barsebäck 原子力発電所 1 号機で 8x10²⁵n/m² (E >1MeV) まで照射された制御棒ブレード部の 304L ステンレス鋼から 30 本の微小引張試験片(Fig. 2.12 参照)を 作製した。本材料の中性子フルエンスは、BWR 炉内構造物の使用寿命末期に相当するものである。微 小引張試験片形状は平行部長さ4mm、平行部直径 1mm である。微小な直径を有する試験片であれば、 平行部の断面積に比べてき裂の占める面積が相対的に多くなることから、き裂発生直後に試験片が破断 すると予測している。

(3) 中性子照射条件

CT 試験片および微小引張試験片を各々の試験キャプセルに装荷し、HBWR において照射下試験を 行った。HBWR における照射下き裂進展試験の試験構成の一例を Fig. 2.13 に示す。前述したように HBWR の中性子フラックスは他の試験研究炉に比べて低いために、試験片の周囲を12本のブースター 燃料棒で囲むことで中性子照射量を増加させている。ブースター燃料棒には濃縮ウランを用いることで、 ~3-4 x 10¹⁷ n/m²s (E > 1MeV)の中性子フラックス・ピークを創出している。試験目的に応じて、ブースタ ー燃料棒の無い領域(試験キャプセル上部)に試験片を配置することにより、一つの試験キャプセルで IASCC 挙動へ及ぼす中性子フラックスの効果を評価することも可能である。

照射下試験用キャプセルは水環境制御設備に接続されており、試験目的に応じた原子炉水環境を模擬可能としている。き裂進展用キャプセルでは、き裂進展に及ぼす環境因子の影響を評価するため、 553K で BWR を模擬した酸化(~6ppm O₂) および還元(~2ppm H₂)環境、および 608K で PWR を模擬した(2-3ppm Li、1000-1200 ppm B および~2.6ppm H₂)環境中でき裂進展試験を実施した。き裂 発生試験では、523-563K、~5ppm O₂の BWR 模擬環境下において試験を実施した。 なお、HBWR は最大熱出力 25MW、冷却水温度 513K、炉内圧力 3.33MPa の重水減速冷却の照 射試験炉[88]である。

2.2 試験方法

2.2.1 引張試験

316L(N)-IG ステンレス鋼において、室温(RT: Room Temperature)、423K、473K、523K および 573K の真空中(< 1.3x10⁻² Pa)で、ひずみ速度 1x10⁻⁴s⁻¹で引張試験を実施した。

in-situ 観察機能付 SSRT 装置の性能確認試験として、未照射材を用いた引張試験での in-situ 観察を DO 濃度:8ppm、561K の高温水中で実施した。クロスヘッド速度は 0.04~0.432mm/min とした。

2.2.2 低ひずみ速度引張試験

低ひずみ速度引張試験は、SCC に代表される環境助長割れ(EAC: Environmental Assisted Cracking)を評価する試験法の一つであり、SSRT の他、Slow Extension Rate Technique(SERT)、 Constant Extension Rate Technique(CERT)とも呼ばれている[89,90]。高温水のような腐食環境において、極めてひずみ速度を小さくして行う引張試験である。ひずみ速度としては、米国材料試験協会 (ASTM: American Society of Testing Materials)[91]において、一般的には 10⁻⁴~10⁻⁷s⁻¹とし、さら に小さい場合として 10⁻⁷~10⁻⁸s⁻¹を示している。ひずみ速度を小さくすることにより、腐食による材料の溶 出時間を長くして結晶粒界での耐食性の低下を顕著にして IGSCC 感受性を評価している。

316L(N)-IG ステンレス鋼に関しては、SSRT および隙間条件を付与した SSRTをDO 濃度:20ppm、 423K および 513K の高温水中で実施した。ひずみ速度は、それぞれ 1x10⁻⁶s⁻¹および 2-10x10⁻⁷s⁻¹とし た。HIP 界面での IGSCC 感受性を増加させるために、全ての試験片に対し、真空中(<4×10⁻⁴Pa)にお いて、1033K、100 時間の鋭敏化熱処理を施した。隙間条件を付与した SSRT においては隙間条件を 人為的に創出するために、試験片平行部をグラファイト・ウールで包み、さらにその上から 316 ステンレス 鋼の薄板で覆った(Fig. 2.14 参照)。

工業市販純度 304 ステンレス鋼、高純度 304 系および 316 系合金においては、9.0MPa、561Kの高 温水中での SSRT を実施した。ひずみ速度は 1.7x10⁻⁷ s⁻¹とし、 DO 濃度は 8ppm(入口)一定となるよう 制御した。 試験水の流速は 3x10⁻²m³/h とした。

2.2.3 in-situ 観察

SSRT と平行して in-situ 観察を実施する場合、圧力槽であるオートクレーブの観察窓に取り付けられ たサファイア製窓材を通して行った。試験片平行部の時系列の変化を210万画素の CCD カメラにより自 動的に撮影するとともに容量 10GB のハードディスクに記録した。本システムの解像度は各種のデジタル 処理により、0.016mm を識別可能である。in-situ 観察を実施するにあたり、本機能を有する照射後 SSRT 装置の開発を行っており、特に開発要素が多いことからその詳細を第4章に記述している。 2.2.4 顕微鏡観察

HIP 界面の接合健全性を調べるために、引張試験片平行部を機械研磨、バフ研磨後、王水エッチン グをして光学顕微鏡観察を行った。引張試験後および SSRT 後の試験片の破面、平行部および試験後 の CT 試験片のき裂進展部を走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)による観察を 行った。SSRT を行った試験片の破面上に SCC が認められた場合には、次式により IGSCC 破面率ある いは TGSCC 破面率を算出した。

%
$$IGSCC = \frac{A_{IG}}{A} \times 100$$
(1)% $TGSCC = \frac{A_{TG}}{A} \times 100$ (2)% $IGSCC$:IGSCC 破面率 (%)% $TGSCC$:TGSCC 破面率 (%) $A:$ 破断後の破面の全断面積 (mm²) A_{IG} :IGSCC の面積 (mm²) A_{TG} :TGSCC の面積 (mm²)

2.2.5 き裂進展試験[82-85,87]

き裂進展試験は、BWR または PWR を模擬した高温高圧水中において、CT 試験片にき裂が開口す るように荷重を負荷し、IASCC の進展を助長させるものである。このとき、CT 試験片の arm extension に取り付けた電流線から CT 試験片にき裂先端部を周回するように電流を流し(Fig. 2.11 参照)、き裂進 展にともなう電圧の変化を測定することで、き裂進展量をオンタイムでモニターすることが可能となる。き裂 進展試験用 CT 試験片への荷重負荷は、鋏形状の荷重負荷用治具の力点の位置に金属製の蛇腹構造 であるベローズを取り付けた荷重負荷ユニットにより行われる。炉外からのベローズ内部に送られたヘリウ ムガスにより加圧され、ベローズが拡張することにより、支点を挟んで作用点の位置に取り付けられた CT 試験片へ直接荷重を負荷している。荷重負荷ユニットは、試験前にガス圧、バネ定数等の校正を個々の ユニットに行った後に試験に使用される。照射試験中、定荷重または繰り返し荷重のどちらか一方を CT 試験片に対し負荷した。繰り返し荷重を1日当り1、2または3回、かつ R = 0.5、0.6または0.7で実施 した。そのときの除荷から再負荷までの間隔は、~500 s とした。応力拡大係数は次式[92]により算出し た。

$$K = \left(\frac{F}{B_{eff}W^{\frac{1}{2}}}\right) f\left(\frac{a}{W}\right)$$

K: 応力拡大係数 (MPa√m)

F: 試験片への負荷荷重 (N)

Beff: 試験片の有効厚さ(m)

W: 試験片幅 (m)

a: 荷重軸中心位置からき裂先端までの長さ(m)

(3)

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left(0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{2}{2}} + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}} - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{4}{2}}\right)$$

(4)

DCPD による CT 試験片のき裂長さのデータは、照射期間中、オンラインでモニターされ、自動的にデ ータベースサーバーに記録されている。照射下試験後、CT 試験片を分割し、き裂が進展した破面上を SEM により観察し、そのき裂長さを基準として、DCPD により得られたデータを補正している。き裂進展速 度は、き裂長さの増分をそれに対応する時間の増分で除して求めている。それらの増分は、原子炉の安 定した運転期間であること、応力拡大係数の変化の有無、定荷重か繰り返し荷重、水質の変化の有無、 およびき裂長さの増加に有意な増分があることを根拠として算出されている。さらに、統計学的に信頼性 の高いデータを評価するために、3 つの基準、すなわち、測定時間 > 100 時間、き裂進展速度 > 10⁻⁸mm/s およびき裂長さの増分 > 0.01mm を設け、それらを満足したき裂進展速度のみをデータ評 価用に採用している。

2.2.6 き裂発生試験[82,83,86,87]

き裂発生試験における試験片破断のオンラインモニタリング技術を Fig. 2.15 に示す。1 つの荷重ユニ ットには 2 個の試験片、荷重制御用のベローズおよび端部には変位検出用の線形可変作動トランス (LVDT: Linear Variable Differential Transformer) が取り付けられている。照射下試験中に、試験 材料の降伏応力(718MPa)の 76~97%に相当する引張定荷重をベローズの圧縮によって試験片に負 荷した。定荷重に加えて、繰り返し荷重(1 日 1 回、R= 0.7) も一定間隔で試験片に負荷した。試験片の 破断は、LVDT 信号の変化として検出され、荷重ユニット作製時に治具の上下の間隔を変えておくことに よって、上部あるいは下部の試験片のどちらかが破断したのかを判別可能としている。

30本の微小引張試験片を含む、15個の荷重ユニットをブースター燃料ロッド付の照射下試験用キャ プセルに装荷した。そのうち、9個の荷重ユニットはブースター燃料ロッドがある高中性子フラックス領域 に配置し、残りの6個の荷重ユニットは低中性子フラックス領域に配置した。

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Mo
0.029	0.44	1.44	0.012	0.009	12.11	17.48	2.56

Table 2.1 Chemical compositions of type 316L(N)-IG SS (mass%)[65]

Ν	Co	Cu	В	Nb	Та	Ti	Fe
0.067	0.02	0.09	0.000003	< 0.01	< 0.005	< 0.01	Bal.

Bal.: Balance

Table 2.2 Chemical compositions of type 304 SS used as a trial run for in-situ observation (mass%)

Alloy- ID	С	Si	Mn	Р	S	Ni	\mathbf{Cr}	Mo	V
1A	0.051	0.52	1.51	0.021	0.002	10.19	18.40	0.01	0.006
A04	0.05	0.66	1.19	0.023	0.004	8.99	18.54	-	-

Alloy- ID	Cu	Al	0	Ν	Ti	Nb	Со	В	Fe
1A	< 0.01	< 0.001	0.004	0.034	0.001	0.003	0.01	< 0.0001	Bal.
A04	-	-	-	0.02	-	-	0.04	0.0001	Bal.

Bal.: Balance

Table 2.3 Chemical compositions of type 304 SS used for in-situ observation during post irradiation SSRT (mass%)[68]

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Со	Ν	Fe
0.063	0.50	0.98	0.026	0.015	18.65	9.99	< 0.01	0.036	Bal.

Bal.: Balance

Alloy-ID	С	Si	Mn	Р	S	\mathbf{Cr}	Ni	Mo	Ti	Al	Ν	Fe
HP304	0.003	0.01	1.36	0.001	0.0014	18.17	12.27	-	0.01	0.16	0.0014	Bal.
HP304/Si	0.003	0.69	1.36	0.001	0.0014	18.01	12.24	-	< 0.01	0.10	0.0014	Bal.
HP304/P	0.006	0.03	1.40	0.017	0.0011	18.60	12.56	-	0.01	0.11	0.0016	Bal.
HP304/S	0.002	0.03	1.41	0.001	0.0318	18.32	12.47	-	0.01	0.07	0.0012	Bal.
HP304/C	0.098	0.03	1.39	0.001	0.0020	18.30	12.50	-	< 0.01	0.11	0.0016	Bal.
HP304/C/Ti	0.099	0.03	1.39	0.001	0.0017	18.50	12.47	-	0.31	0.11	0.0018	Bal.
HP304/All	0.107	0.72	1.41	0.019	0.0356	18.66	12.68	-	0.29	0.10	0.0026	Bal.
HP316	0.004	0.02	1.40	< 0.001	0.001	17.21	13.50	2.50	0.01	0.10	0.0020	Bal.

Table 2.4 Chemical compositions of high purity type 304 and 316 alloys (mass%)[70]

Bal.: Balance

Table 2.5 Solution annealing conditions for high purity type 304 and 316 alloys[70]

Alloy-ID	Solution annealing condition
HP304	$1248 \text{ K x } 30 \text{ min} \rightarrow \text{WQ}$
HP304/Si	1248 K x 30 min \rightarrow WQ
HP304/P	1273 K x 30 min \rightarrow WQ
HP304/S	1273 K x 30 min \rightarrow WQ
HP304/C	1323 K x 30 min \rightarrow WQ
HP304/C/Ti	1423 K x 30 min \rightarrow WQ
HP304/All	1423 K x 30 min \rightarrow WQ
HP316	$1273 \text{ K x } 30 \text{ min } \rightarrow \text{WQ}$

WQ: Water quench

Test type	Material	Neutron fluence $(n/m^2,$ E > 1MeV)	Source of material	Test environment	
Crack growth	316NG 9.0 x 10 ²⁴		Specimen used in previous IASCC studies	Simulated BWR environment	
	347 $1.5 \ge 10^{25}$		Würgassen NPP		
	$304L$ 9.0 x 10^{25}		Oskarshamn 2 NPP	Simulated BWR and PWR environments	
	304 1.2 x 10 ²⁶		Chooz A NPP	Simulated PWR environment	
Crack initiation	304L	$8x10^{25}$	Barsebäck 1 NPP	Simulated BWR environment	

Table 2.6 Materials matrix in crack growth studies[82,83,85-87]

This is a blank page.



Fig. 2.1 HIP process in type 316L(N)-IG SS[65]



Fig. 2.2 Temperature and pressure histories in HIP process[65]

This is a blank page.



As-received specimens

Fig. 2.3 Specimens preparation from HIPed plates and as-received plate: (a) specimens with or without HIPed interface as a gage length and (b) specimens prepared from as-received plate[65]



Fig. 2.4 Geometry of miniature tensile specimen[65]



Fig. 2.5 Geometry of round bar type tensile specimen[70]



Fig. 2.6 Geometry of notched tensile specimen



Fig. 2.7 Geometry of sheet type tensile specimen[68]



Fig. 2.8 Typical leaky capsule for the JMTR irradiation $% \mathcal{M}(\mathcal{M})$



Fig. 2.9 Phase stability of high purity type 304 and 316 alloys plotted on Schaeffler diagram[20]



Fig. 2.10 Typical capsule for the JRR-3M irradiation



Fig. 2.11 Geometry of CT specimens for crack growth studies: (a) entire specimen prepared from irradiated material and (b) irradiated CT specimen with arm extension prepared from unirradiated material[82,85,87]



Fig. 2.12 Geometry of miniature tensile specimen for crack initiation study[68]



Fig. 2.13 Schematic illustration of typical configuration for the crack growth studies performed in the HBWR[87]



Fig. 2.14 Configuration of tensile specimen wrapped with graphite fiber wool[65]



Fig. 2.15 Schematic illustration of on-line monitoring technique in the crack initiation study on irradiated tensile specimens[82,83,86,87]

第3章 応力腐食割れ感受性および接合健全性に及ぼす熱間等方圧加圧接合の影響

3.1 緒言

本章では、HIP 工法により接合された 316L(N)-IG ステンレス鋼における SCC 感受性および接合健 全性に及ぼす HIP 工法の影響について論ずる。HIP 工法は、拡散接合の一種であり、高い接合強度お よび寸法精度、良好な接合健全性という利点を有し、ITER の第一壁/遮蔽ブランケット用モジュールの 製造方法として採用されている。一般に HIP 工法は接合する材料の融点の 50~80%まで昇温し、等方 圧加圧の効果により接合させるため、他の拡散接合法よりも低めの接合温度を採用することが可能である。 本研究における 316L(N)-IG ステンレス鋼の接合温度は 1023K であり、SCC を生じる Cr 炭化物を形成 する温度を上回っている。このため、接合温度保持後の冷却過程において、SCC 感受性の上昇および 接合健全性の低下が懸念される。低炭素 316 系ステンレス鋼の SCC 感受性は非常に低いとされている ものの、水中の不純物による有害効果、613K で SCC による 316L(N)-IG ステンレス鋼の破損の報告 [66]および 373K から 673K までの温度で塩素濃度 5ppm における固溶体化 316 ステンレス鋼の SCC に対する活性域の報告[67]もあることから、316 系ステンレス鋼であっても、環境因子の増加、加速により SCC を示すことが懸念される。

HIP 接合した 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性および接合健全性を評価するため、真空中での引張試験および高温水中での SSRT を行った。SSRT においては、人工的な隙間の付与により SCC 発生が加速されるとの報告がある[93]ことから、隙間が SCC に及ぼす影響を調べるため、試験片に隙間条件を付与して行った。

3.2 引張試験および SSRT 結果[94]

Fig. 3.1 に受入れ材および HIP 接合材の HIP 界面の金属組織観察の結果を示す。受入れ材と HIP 接合材を比較すると、ほぼ同等の金属組織がみられ、HIP 界面での欠陥および HIP 工程時の熱処理に 起因するような大きな結晶粒は認められなかった。Fig. 3.2 に HIP 接合材の 423 K での引張試験およ び SSRT 試験による応カーひずみ曲線を示す。SCC 感受性を有する材料では、SSRT における伸びが 引張試験におけるそれよりも小さくなることが一般的であるのに対し、引張試験および SSRT において、 50%以上の伸びを示し、両試験の応カーひずみ挙動も類似していた。Fig. 3.3 に引張試験後の試験片 平行部の結果を示す。破断部は HIP 界面から 1mm 以上離れており、HIP 接合部において、破断が生 じておらず、微細な割れも認められてなかった。Fig. 3.4 に 423K での引張試験および SSRT 後の試験 片の破面観察の結果を示す。引張試験および SSRT において、延性破面のみが観察された。423K で の SSRT においても、HIP 界面で破断は生じてはいなかった。

HIP 接合材、HIP 熱影響材および受入れ材において、513K の高温水中での隙間条件を付与して SSRT を実施した。グラファイト・ウールを取り付けることで、隙間条件を模擬した。HIP 界面での IGSCC 感受性を増加させるために、全ての試験片に対し、真空中(<4×10⁻⁴ Pa)において、1033K、100 時間の 鋭敏化熱処理を施した。Fig. 3.5 に隙間条件での SSRT で得られた応力ーひずみ曲線を示す。引張試 験と SSRT の結果と比較すると、いずれの試験片も 30%以上の伸びを示すとともに、SSRT の最大引張 応力は引張試験でのそれと同等であった。Fig. 3.6 に隙間条件での SSRT での試験温度と全伸びの結 果を示す。いずれの試験温度においても、HIP 接合材、HIP 熱影響材および受入れ材の全伸びに大き な差はなく、室温から 423K 程度までは温度の上昇とともに一様に全伸びも減少し、423K 以上の温度で は、いずれの温度においても 50%程度の全伸びを示している。これらは、受け入れ材と HIP 接合材また は HIP 熱影響材との間にほとんど差異がないことを示すものである。鋭敏化熱処理をした HIP 接合材また てGSCC が不連続に発生・進展し、それから中央部までは延性破面であった。隙間条件で SSRT を行っ た全ての試験片において、TGSCC 破面率は約 10~30%であった。Fig. 3.8 に隙間条件での SSRT 後の試験片平行部の観察結果を示す。Fig. 3.8(a)に示すように、試験片の平行部のうち隙間条件を付 与した部分に多数の TG 割れが観察された。しかしながら、隙間条件を付与した部位の断面での金属組 織観察では、HIP 界面で TG 割れが発生していなかった(Fig. 3.8(b)参照)。

3.3 HIP 接合部の SCC 感受性および接合健全性に関する考察

HIP 接合材の最大引張応力および 0.2% 耐力を、それぞれ Fig. 3.9 および Fig. 3.10 に文献値[11] とともに示す。室温から423K程度までは温度の上昇とともに、最大引張応力および0.2%耐力ともに 減少し、423K 以上では温度上昇に伴う減少率がひじょうに小さくなり、文献値の温度依存性の 傾向とよく一致した。一般に、オーステナイトステンレス鋼は、0.2%耐力や伸びをはじめとする機械的 性質が室温から 420K 程度までは温度ともに減少し、423~870K で温度上昇に対する減少率が極めて 小さく、ほぼ一定となる傾向[88]を示す。本研究の結果はこれと一致している。一方、HIP 接合した Cu/SS316Lの界面においてボイドが認められたという報告がある[96]。本材料における透過型電 子顕微鏡(TEM: Transmission Electron Microscope)観察[65]においては、HIP 接合部近傍の転位 密度は接合部から鋼材母相と同程度に低く、ボイドも認められていない。HIP 界面において、 M23C6粒子およびHIP接合時の前処理として研磨したときの研磨材であるアルミナおよび酸化ケ イ素が少量検出されている[65]。炭素量が約0.030%以上のステンレス鋼が温度約723K以上の熱 処理が施されることにより、粒界にクロム炭化物粒子が析出し、水中での応力負荷により IGSCC を生じやすいことが知られている[20]。しかしながら、本材料の炭素含有量は 0.029%であり、Cr 炭化物粒子の析出量はひじょうに少なく、粒界近傍の Cr 欠乏の程度もわずかであったと考えられ る。また、引張試験および SSRT において、HIP 接合部での割れや破断を生じず、文献値と同等 の機械的性質を示したことから、M23C6粒子および研磨材粒子が少量であれば接合健全性に影響 を及ぼさないと判断できる。

水中に塩化物イオン(Cl⁻)が数 ppm 存在すると、ピットの生成を誘発し 323K 程度の温度においても SCC が発生すること[97]が知られている。Akashi[93]はグラファイト・ウールで試験片を包むことで隙間 条件を模擬し、化学反応を助長し、その結果、SCC を加速するとしている。本研究における試験水中の

-40-

Cl-濃度は 0.6 ppb であり、SCC の発生を誘発すると考え難い量であった。513K の水中での隙間付 SSRT では TGSCC と延性破面のみが認められ、TGSCC のき裂先端から IGSCC が発生することはなく、 TGSCC の進展は試験片外周部から500 μ m 程度であった。また、均一伸び付近まで延びた後に破断し、 文献値と同等の最大引張応力および 0.2%耐力を示した。

これらのことから、炭素量を 0.030%未満まで下げた 316L(N)-IG ステンレス鋼において、HIP 接合は 熱処理時間が長くなり、かつ水が流れ難い隙間条件で使用した場合において、TGSCC 感受性をわずか に示すものの、IGSCC 感受性は示さず、機械的性質もベース鋼とほぼ同等を示すものであった。HIP 接 合は 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性を増加させず、接合健全性を低下させないと判断できる。

3.4 結言

HIP 工法により製造された 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性および接合健全性に及ぼす HIP 工法の影響を評価するため、真空中での引張試験および高温水中での SSRT を実施した。これら の試験から得られた結果を以下に示す。Fig. 3.11 に SCC 感受性および接合健全性に及ぼす HIP 工法 の影響の評価に関してまとめた。

- (1) HIP 接合材は室温から 573 K での引張特性の低下を示さず、試験片の HIP 界面で破断も生じなかった。HIP 接合材の引張特性はベース鋼と同等であった。
- (2) HIP 接合材の SCC 感受性は酸素添加した 423K の SSRT では認められなかった。
- (3) 鋭敏化熱処理を行った 316L(N)-IG ステンレス鋼において、隙間条件で酸素添加した 523 K の高 温水中で、わずかながら TGSCC 感受性が認められた。しかしながら、HIP 界面での TGSCC の発 生はなく、試験片の破壊形態もほとんどが延性破壊であった。
- (4) HIP 接合は 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性を増加させず、接合健全性を低下させなかった。



Fig. 3.1 Direct observation at the HIPed interface: (a) the as-received and (b) the HIPed type $316 L(N)\text{-}\mathrm{IG}~\mathrm{SS}$



Fig. 3.2 Stress-strain curves in tensile test and SSRT at 423 K in the HIPed type 316L(N)-IG SS



Fig. 3.3 Direct observation after tensile test at 423 K $\,$

This is a blank page.



Fig. 3.4 SEM examination of fracture surface after tests: (a) tensile test at 423 K and (b) SSRT at 423 K



Fig. 3.5 Stress-strain curves in creviced SSRT

-45-

This is a blank page.



Fig. 3.6 Temperature dependency of total elongation in the HIPed and the as-received type $316 L(N)\text{-}\mathrm{IG}~\mathrm{SS}$



Fig. 3.7 SEM examination of thermally sensitized HIPed specimen after creviced SSRT in oxygenated (DO = 20 ppm) high purity water at 513 K[:] (a) whole fracture surface and (b) schematic illustration of (a)



Fig. 3.8 TG cracks introduced at gage length with the HIPed joint after creviced SSRT in oxygenated (DO = 20 ppm) high purity water at 513 K[:] (a) SEM and (b) direct observation



Fig. 3.9 Temperature dependency of 0.2% yield stress in the HIPed and the as-received type 316L(N)-IG SS[11]



Fig. 3.10 Temperature dependency of maximum stress in the HIPed and the as-received type 316L(N)-IG SS[11]



Fig. 3.11 Summary of evaluation of SCC susceptibility and material integrity in the HIPed 316L(N)-IG SS

第4章 in-situ 観察機能を有する照射後 SSRT 装置の開発

4.1 緒言

ステンレス鋼の SCC 感受性を評価するため、腐食環境中での各種の SCC 試験法が行われている。そ のうちの一つが SSRT であり、高温高圧水のような腐食環境中において、ひずみ速度を極めて小さくして 行う引張試験である。SSRT による SCC 感受性評価では、試験後に SEM による破面観察を行い、破断 面積中に占める IGSCC の面積率を求めて IASCC 感受性を評価するのが一般的である。また、最大応 力でき裂が発生したものと仮定として、最大応力時のひずみ量(SCI: Strain at Crack Initiation)で IASCC 感受性を評価することも報告されている[98,99]。SSRT は高温高圧を保持する圧力槽であるステ ンレス鋼製のオートクレーブ内において行うため、通常は試験中の試験片の状況を目視で確認すること はできない。そのため、SSRT の過程に含まれるき裂の発生、進展、破断といった一連の挙動は SSRT に より得られた応力-ひずみ曲線と試験後の破面観察結果から推測することなり、き裂が発生した時点、き 裂の発生本数、発生時の状況および進展過程等を正確に把握するのは困難である。IASCC のき裂の発 生・進展挙動を明確にすることは、IASCC のメカニズムを解明する観点からたいへん重要である。

き裂発生・進展挙動を明確にするため、オートクレーブに人工サファイア製の観察窓を取り付けること により、高温高圧水中でのin-situ観察がいくつか行われている。川久保ら[100]は、523KのSSRT中の 観察からSCC伝播速度とJ積分およびJの時間微分との相関を評価した。永田ら[101]は、BWRを模 擬した環境中で疲労き裂の伝播挙動の観察を行った。柴田とHarunaら[102-104]は、硫化物を添加し た 373~523Kの高温高圧水溶液中でのSSRTのin-situ観察からき裂の発生時間と試験温度の関係 およびき裂発生頻度の関係を求めた。谷ら[105]は、熱鋭敏化材の561KでのSSRTにおいてin-situ 観察を行い、き裂発生に及ぼす水質の影響を評価した。Fukumuraら[104]は、PWRを模擬した環境 中での600系Ni基合金と304ステンレス鋼のSSRTのin-situ観察を行った。しかしながら、これらは 全て固溶体化あるいは熱鋭敏化処理を施した未照射材を対象としており、中性子照射材でのin-situ観 察は行われていない。IASCCのin-situ観察を行うことは、中性子照射済の試験片を使用することを意 味し、試験片自体が誘導放射能を放射するようになるために、取り扱いが極めて困難になる。IASCCと 熱鋭敏化によるSCCのき裂の発生・進展挙動を比較し、き裂発生~進展~破断に至るまでの過程を目 視により正確に確認するとともに、応カーひずみ挙動および破面観察結果と総合的に評価することは、 IASCCの一層の理解に有効である。

本章では、照射材の高温水中SSRT試験を行いながら試験片表面をin-situ観察を実施することを目的として開発し、原子力機構のホット試験施設内に設置した、遠隔操作型のSSRT装置の機能および、 in-situ観察の性能確認試験として561Kの水中で行った未照射材の引張試験に関して述べる。 4.2 照射後 SSRT 装置の仕様[107,108]

4.2.1 全体構成

in-situ 観察機能を有する照射後 SSRT 装置の概略構成図を Fig. 4.1 に示す。照射済ステンレス鋼を 試験対象としていることから、ホット試験施設である廃棄物安全試験施設(Waste Safety Testing Facility, WASTEF)のホットセル内に本装置を設置した。試験片からの放射線を遮蔽するために、ホット セルは厚さ1000~1100 mm のコンクリート壁で包囲された構造であるとともに、放射性物質の漏洩を防 ぐために、内部は操作室に対して常時 24.6 Pa の負圧に維持され、15 回/h の換気が行われている。 WASTEFのホットセル内でのSSRT装置の設置状況の平面および側面図を、それぞれ Fig. 4.2 および Fig. 4.3 に示す。ホットセル内の空間の有効利用の観点から、オートクレーブおよび引張機構部を No.2 セルのセル窓から見て左奥に設置することとしたが、試験片の着脱および in-situ 観察時等における操 作性および視認性が低下するため、装置本体の基礎部分はセル壁との平行を保ったまま、ロードセルよ り上の部分を約 19° 反時計方向に回転させ、観察窓を含むオートクレーブの正面をセル窓方向へ配向 させることで操作性および視認性を確保している。ホットセル内には照射済試験片を装着・試験するオー トクレーブ、熱交換器、予熱器、冷却器および高圧フィルターを設置した。ホットセル壁内を高温水が通 過するとコンクリート壁へ熱が伝導し、熱効率の低下、熱膨張と脱水現象によるコンクリートの劣化が懸念 されたため、オートクレーブを通過した水は熱交換器および冷却器により十分に冷却してからセル壁を通 過させることとした。また、熱交換器、予熱器および冷却器はセル内の作業架台の下に設置し、マニプレ ーターの作業性および作業時の視認性を阻害しないものとした。高温高圧水供給ループはホットセル背 面のβ γ アイソレーションルームの中2階および屋上部分に、装置の制御盤および in-situ 観察用の記 録装置は操作室へ設置した。

4.2.2 引張試験機およびオートクレーブ

Fig. 4.4 に SSRT 装置の引張試験機およびオートクレーブの構成を示す。Fig. 4.5 にオートクレーブ の詳細な外観を示す。本装置の最大負荷容量は 20kN、クロスヘッド速度範囲は 10⁻⁷~10 mm/min で あり、制御方式としては、i)荷重制御(定荷重試験用)、ii)変位制御(SSRT 用)および iii)荷重および変位 複合制御(低サイクル疲労試験用)が可能である。Fig. 4.6 および Fig. 4.7 にオートクレーブ内での丸棒 型および平板型引張試験片の装着状況を示す。SSRT を行うことを前提としているため、引張試験が主 であるが、治具を変更することで CT 試験片によるき裂進展試験を実施することも可能である。試験片に 応力を負荷するプルロッドはオートクレーブを貫通しているため、試験中はプルロッドがオートクレーブ外 ヘ押し出させる内部圧力を受け続けることになる。この押し出し力を補償するために、圧力平衡器ではオ ートクレーブ内の圧力をフィードバックし、プルロッドをオートクレーブ内部へ押し込むことで平衡を維持し ている[107]。

オートクレーブは SUS316L ステンレス鋼製、内径 90 mm、深さ 270 mm の円筒ルツボ型であり、内容量は約 0.00177 m³(1.77 リットル)である。最高使用温度は 573K、最高使用圧力は 10MPa である。 Fig. 4.8 にオートクレーブのクラッチシール部を示す。未照射材を試験片とする場合、オートクレーブのシ
ール構造はボルトの締め付けによることが一般的であるが、本装置がホットセル内にされており、オートクレーブの開閉操作においてはマニプレーター操作による容易な開閉性および確実な密閉性が要求されることから、フランジ構造にはクラッチ方式を採用した[109]。シール部から放射性物質を含む高温水が漏 洩する可能性があるため、二重Oリング方式とすることで、内側のOリングの劣化により漏水が生じた場合 でも外側のOリングによりオートクレーブ外への漏水を回避している。さらに、二重Oリングの間に接点付 圧力計の検出部を設けることにより、漏水を検知した場合には全ヒーターおよび全ポンプを停止する構造 としている。

オートクレーブは in-situ 観察用の窓を一つ有しており、観察用カメラを使用し、その観察窓を通して SSRT 中の試験片表面を観察することが可能な構造となっている。Fig. 4.9 に in-situ 観察窓の構造を示 す。573K の亜臨界水および 773K の超臨界水中においてサファイアの耐食性が良好であったこと [110,111]および 633Kの超臨界水中でのサファイアの耐久性の確認[112]の報告がされている。サファイ アの対放射線性に関しては、合成サファイアが 5x104Gyの 60Co y 線照射後も無色透明を維持しており、 放射線着色が生じた場合でも熱処理により容易に脱色可能であることが報告されている[113]。これらの ことから、高温水および y 線に対する高い劣化耐性を持つ単結晶サファイア(Al₂O₃)を観察窓の材質とし て採用した。単結晶サファイアの寸法は外径 20mm、長さ 160mm である。人工サファイアの屈折率は 1.760~1.768[114]であり、大気の 1.0 よりも大きく、オートクレーブ外側より試験片表面の観察が可能と なっている。試験片表面上に影が落ちること[102]を回避するため、照明と観察を同一の方向から行うこと としている。なお、in-situ 観察を行わない試験においては、ステンレス鋼製の封止栓を用いることでサフ ァイアの寿命を延長している。

4.2.3 観察および記録装置

in-situ 観察時の観察および記録装置の構成および機器の外観を、それぞれ Fig. 4.10 および Fig. 4.11 に示す。ホットセル内に設置された CCD(Charge-Coupled Device)カメラによって撮影された画像 はホットセル外のモニター上に表示し、ホットセル外の記録装置で記録するシステムとしている。照射材 SSRTのin-situ観察においては、特殊な条件下であることから、以下の機能を有することが必要である。

- i) CCD カメラと記録装置の間には放射線遮蔽のための厚さ1mのコンクリート壁があるため、CCDカ メラと記録装置の間は配線時の余裕も考慮して5m以上の長さを有するケーブルで接続すること。
- ii) SSRT は長い試験時間を要するため、記録装置は自動タイマー機能および大容量のハードディス クを有すること。
- iii) 試験片に影が落ちることを防ぐため、照明を観察方向と同一軸線上から照明を当てられること。
- iv) 大気層、サファイア層および水層を通してオートクレーブ内の試験片に焦点が合うこと。
- v) 高品質の観察画像を撮影するために、高い画素数を有すること。

このため、本観察および記録装置として、デジタル HF マイクロスコープ((株)キーエンス製 VH-8000)を 選択した。本マイクロスコープは、容量 10GBのハードディスク、210 万画素の CCD カメラおよびタイマー 機能を有している上、オプションパーツとしてリング照明および低倍率ズームレンズを装着可能である。な お、ホットセル内に設置された機器はいずれもマニプレーターによる遠隔操作が可能なように改造した。 画像の画素数から算出した分解能は、10μmであるが、高温水の熱ゆらぎ、試験片の変形に伴う表面状態の変化等により、認識可能な最小の大きさは約140μmである。

4.2.4 高温高圧水供給ループ

高温高圧水供給ループは所定の水質とした高圧水を SSRT 装置のオートクレーブ内へ安定して供給 するための装置である。BWR 環境下での NWC および HWC を模擬するために、DO および DH 濃度 を酸素/アルゴンガス、水素/アルゴンガスまたは純アルゴンガスを水質調整タンク(容量:0.1 m³)へバ ブリングすることにより、それぞれ、10ppb~32ppm および 10ppb~2.8ppm の範囲で制御可能である。 水質調整タンクにおいて所定の水質になった水は、隔膜型ポーラログラフ式(東亜ディーケーケー(株)製) の DO 計、DH 計、導電率計により測定するとともに高圧ポンプ(日機装(株)製 M150-1S4AY、と出量: 0.03 m³h)により加圧され、ホットセル内に供給される。水質計測においては、モニタリングラインを切り替 えることにより、オートクレーブ入口または出口での水質が任意に計測可能である。また、炉心領域での 炉水の放射線分解により過酸化水素や各種のラジカルが生成することが知られている[115,116]。この影 響を模擬するために、薬液タンク中の過酸化水素水を注入用ポンプ(日本精密科学(株)製 NP-FX(II)-10、吐出量0.00006~0.0006 m³/h)により、オートクレーブ直前において試験水内に注入可 能な構造としている。金属表面との接触による過酸化水素の分解[117,118]を抑制するため、過酸化水素 水が通過する注入配管にはポリテトラフルオロエチエレン(Poly Tetra-Fluoro-Ethylene, PTFE)の内張 りを施した。

水質浄化系はフィルター、イオン交換樹脂および水化学モニタリング設備より構成されている。固体の 粒子状物質を除去するためのクラッドフィルターおよび溶存イオン種を取り除くためのイオン交換樹脂に より、試験水は低い導電率(<10µS/m)を維持しており、浄化された水が再度水質調整タンクへ戻される。

4.3 性能確認試験

試験機の in-situ 観察の性能を確認するために、高温高圧水中で引張試験を実施しながらの in-situ 観察を行った。ただし、窓材のサファイアを長時間高温高圧水に曝しておくことによりサファイアが劣化し 観察能力が低下するため、ひずみ速度を SSRT よりも高い 3.3x10⁻⁵~3.0x10⁻⁴s⁻¹に設定して行った。

Fig. 4.12 に丸棒型引張試験片の高温水中引張試験から得られた荷重・伸び曲線および in-situ 観察 画像を示す。これにより、高温高圧水中での引張試験片の変化を経時的に取得可能であることが確認さ れた。図中の画像は取得後にコントラスト、ブライト調整等のデジタル処理を行っており、特に試験後半の 画像ほど全体的に暗化しておりデジタル処理の程度を強めている。Fig. 4.13 に室温~561K~試験開 始 15 分経過後の画像を示す。時間の経過とともに試験片を認識することが困難となり、SSRT のような試 験時間が長時間に及ぶ場合には試験途中から画像の取得が困難となることが懸念される。画像が暗化 する原因の一つとして、観察用の入射光が試験片形状のために十分に反射されていないことが挙げられ る。Fig. 4.14 にオートクレーブ中の引張試験片の画像(デジタル未処理)を示す。画像中の試験片平行 部の直径(Fig. 4.14 中の X)と平行部長さ(Fig. 4.14 中の Y)の比を求めると Y/X=7.3 となるのに対し、実

-54-

際の試験片形状をもとに平行部の直径と長さの比は 6 となる。このことから、画像中の平行部直径方向の 両端部が映し出されていないことがわかる。試験片観察時のオートクレーブ内の模式図を Fig. 4.15 に示 す。Fig. 4.15(a)は丸棒型引張試験片を観察した場合であり、観察のための入射光は試験片中央部付 近でのみ反射し、試験片直径方向の両端部では入射光の散乱の程度が増加し、サファイアロッド方向へ 反射しないことがわかる。Fig. 4.15(b)に平板型引張試験片の場合を示す。平板型引張試験片では丸棒 型引張試験片よりも周辺部での入射光の散乱が生じないために、サファイアロッド方向へ反射量が多いこ とがわかる。これらのことから、オートクレーブ内での試験中の in-situ 観察には平板型の試験片形状が 適している。

丸棒型引張試験片における性能確認試験および検討をふまえ、平板型引張試験片での高温水中引 張試験およびin-situ観察を実施した。性能確認試験においては、未照射のスレンレス鋼を試験片として 用いているが561K での伸びが60%程度であり、破断部が観察範囲外となることを避け確実に破断部の 変化を観察するため、試験片平行部の両側より各1mmのノッチを導入した。照射材を用いてのin-situ 観察ではき裂発生を限定することになるため平滑材で行うが、照射硬化により伸びが減少するため、き裂 発生部あるいは破断部が観察範囲外となりにくいことが予想される。

Fig. 4.16 にノッチ付平板型引張試験片の高温水中引張試験から得られた荷重・伸び曲線および in-situ 観察画像を示す。試験片上に治具の影が落ちることもなく、明瞭に試験の開始から終了までの試 験片の状況を捉えており、高温高圧水中において in-situ 観察が可能であることが確認された。荷重・伸 び曲線とin-situ 観察画像の比較から、全変位量の 80%以上が長さ約 0.1mmのノッチ部に集中しおり、 塑性変形による表面での凹凸が増加する過程を観察した。さらに光量を増すことができれば、より明瞭な 画像を得ることが可能となると見込まれる。

4.4 結言

本章では、照射材の高温水中 SSRT 試験を行いながら試験片表面を in-situ 観察を実施するために 開発し、原子力機構のホット試験施設内に設置した遠隔操作型の SSRT 装置の機能と、in-situ 観察の 確認試験として、561K の水中で行った引張試験について述べた。SSRT 装置には、照射後試験を安全 かつ高精度で効率よく行い、長い試験時間において安定してデータが取得可能であるとともに、ホットセ ル内での遠隔作業に適合するように多くの工夫を施した。性能確認試験として、未照射材の高温水中で の引張試験において in-situ 観察を行い、本装置を用いて 561K の水中での in-situ 観察が可能である ことを確認した。Fig. 4.17 に照射材の in-situ 観察機能を有する SSRT 装置の開発に関してまとめた。



Fig. 4.1 Configuration of a SSRT facility for irradiated specimen



Fig. 4.2 Ground view of the SSRT facility in a hot cell



Fig. 4.3 Side view of the SSRT facility in a hot cell



Fig. 4.4 Tensile test machine and an autoclave in the SSRT facility



Fig. 4.5 The autoclave with a window for observation in the SSRT facility $% \mathcal{S} = \mathcal$



Fig. 4.6 Installation of round bar type tensile specimen in the autoclave



Fig. 4.7 Installation of sheet type tensile specimen in the autoclave



Fig. 4.8 Configuration of clutch seal in the SSRT facility



Fig. 4.9 Configuration of a window for in-situ observation in the SSRT facility



Fig. 4.10 Configuration of in-situ observation for an irradiated specimen



Fig. 4.11 Facilities for in-situ observation: (a) a monitor and a recorder, and (b) an autoclave and a CCD camera



Fig. 4.12 Load-elongation curve and in-situ images in round bar type tensile specimen during tensile test in water at 561 $\rm K$



Fig. 4.13 Change in gage length of round bar type tensile specimen in high temperature water



Fig. 4.14 Ratio of gage length to diameter in an in-situ image and geometry of specimen



Fig. 4.15 Schematic drawing of reflection in the autoclave during in-situ observation: (a) round bar type tensile specimen and (b) sheet type tensile specimen



Fig. 4.16 Load-elongation curve and in-situ images in notched tensile specimen during tensile test in water at 561 K

in-situ観察機能を有する照射後SSRT装置の開発に関する成果



Fig. 4.17 Summary of SSRT facility development for in-situ observation of irradiated materials

第5章 照射誘起応力腐食割れの低ひずみ速度試験におけるき裂発生・進展挙動の評価

5.1 緒言

本章では、JMTR において中性子照射した 304 ステンレス鋼の照射後試験結果と、そ れにより明らかになった SSRT におけるき裂発生・進展過程および IASCC 感受性に及ぼ す熱鋭敏化処理と冷間加工の影響について論ずる。これまで、ステンレス鋼の SCC 感受性 を評価するために SSRT が多く採用されてきたが[89,90]、その評価は破断時間あるいは 破断後の IGSCC 破面率によって行われることが一般的である。

SCC では潜伏期間、き裂発生、き裂進展へとなる一連のプロセスがあるにもかかわらず、 高温高圧水中および試験片からの誘導放射線といった試験上の問題があり、各プロセスを 検出・単離することが困難である。Parkins[119]は、き裂の潜伏、発生、成長、合体、破断 に至る一連のプロセスを、それぞれ STAGE 1 から STAGE 4 までに区分しているが、き 裂の潜伏期間である STAGE 1 までの時間を評価するための十分なアプローチを示してお らず、き裂の発生した STAGE 2 以降のプロセスに議論を集中させている。

き裂の潜伏期間と発生を検出し、単独で分離するために、照射後あるいは照射下での単 軸定荷重(UCL: Uni-axial Constant Loading)方式によるき裂発生試験が実施されて いる。UCL 方式のき裂発生試験は、一定荷重を試験片に負荷後はその荷重を保持するた め、実プラントに最も近い応力-ひずみ状態を模擬していると考えられており、平行部断面 積を小さくすることで、SCC が発生した場合、残存断面積では、負荷荷重に耐えられず延 性破壊により急速に破断することを想定して行われる引張試験である。しかしながら、 Katsura ら[120]の照射材による発生試験においても、全試験片 42 本中 9 本が破断(う ち5本がつかみ部での破断)し、他の43本の試験片においては、2000時間を超える試験 時間においても破断しなかった。HBWR での照射下き裂発生試験[82,87]では、全試験片 30 本中 5 本のみが破断し、そのうち 4 本が 6000 時間を超える長い時間を要している。 JMTR の照射下き裂発生試験[121]では、試験片 6 本のうち破断した 4 本は延性破面で あり、2 本は約 4000 時間の試験時間でも破断しなかった。照射材を用いた炉外試験では 破断した 2 本ともわずかながら IGSCC 破面と TGSCC 破面を示したが、試験開始後 230 時間という短い時間で破断していた。このように、き裂発生試験は多数の試験片と長時間に 及ぶ試験時間を要する反面、SCC を示す試験片が少なく、き裂の潜伏期間、発生、進展に 至る情報が十分ではない。

SSRT は低ひずみ速度ではあっても引張試験の一種であり、荷重および変位の増加を生 じながら試験が進むことから、UCL 試験および実プラント環境でのき裂の発生・進展挙動お よび応力-ひずみ状態とは明確に一致しない。けれども、き裂を発生し、発生から進展、進 展から試験片の破断に至るプロセスを含むことになる。さらに、in-situ 観察により、その一 連のプロセスを目視で確認できることは、IASCC の発生・進展挙動を解明する観点から重 要である。このため、本研究では従来の SSRT 後の破面観察による IASCC 感受性の評価 だけでなく、SSRT により得られる応力--ひずみ曲線および in-situ 観察の結果を総合することで、多角的にき裂の発生・進展挙動を検討した。

5.2 照射済 304 ステンレス鋼の SSRT と in-situ 観察の結果[122,123]

JMTR において中性子照射した工業用市販純度の 304 ステンレス鋼の高温水中 SSRT の結果を述べる。Table 5.1 および Table 5.2 に照射済 304 ステンレス鋼の SSRT と in-situ 観察の結果を示す。Table 5.2 中の平均き裂進展速度は次式により求 めた。

平均き裂進展速度 (mm/sec)=平行部幅(4mm)/(き裂発生から破断までの時間(sec)) 本研究では、中性子照射量 1x10²⁵ n/m² および 1x10²⁶ n/m²の 2 種類の 304 ステン レス鋼を試料として用いていることから、1x10²⁵ n/m²と 1x10²⁶ n/m² に大別して述べる。

5.2.1 照射量 1x10²⁵ n/m²の 304 ステンレス鋼の照射後試験結果

Fig. 5.1 に中性子照射量 1x10²⁵ n/m²の 304 ステンレス鋼の SA 材、TS 材および CW 材の 561K での SSRT における応力-ひずみ曲線を示す。これらの試料のうち、SA 材が最も大きな伸びを示し、CW 材が最大の強度を示した。TS 材は伸びおよび強度ともに 最小であった。SA 材においては、伸びが大きいためにき裂の発生・破断部が in-situ 観察 範囲外となり、in-situ 観察することはできなかった。

Fig. 5.2~Fig. 5.6 に SA 材、TS 材および CW 材の試験後の外観および破面観察の 結果を示す。SA 材の 2 試料においては、約 50~90%の TGSCC と延性破面の混在する 破面となった(Fig. 5.2 および Fig. 5.3 参照)ことから、本試料では十分な IASCC を示す 中性子照射量に達していなかったと判断した。TS 材では 2 試料ともほぼ全面 IGSCC とな った(Fig. 5.4 および Fig. 5.5 参照)。けれども、SA 材が十分な IASCC 感受性を示さな かったことから、この IGSCC は主に熱鋭敏化処理によって生じたものとみられる。CW 材に おいては、TGSCC(Fig. 5.6(e)参照)、延性破面および TG 割れ(Fig. 5.6(f)参照)を観 察した。この TG 割れは TGSCC の特徴であるリバーパターンを示さず、破面に対して垂直 方向に割れを発生していた。

TS 材および CW 材の in-situ 観察により 60 分間隔で撮影した画像に見られるき裂長 さの増分から計算したき裂進展速度を Fig. 5.7 に示す。最大応力を経過後、TS 材は約 850 分で破断に至っているのに対し、CW 材は約 1750 分を要している。両試料は、最大 応力経過後、すぐにはき裂進展速度に大きな変化はないが、400~500 分を経過後、き裂 進展速度の増減を繰り返していることが共通している。

5.2.2 照射量 1x10²⁶ n/m²の 304 ステンレス鋼の照射後試験結果

Fig. 5.8 に中性子照射量 1x10²⁶ n/m²の 304 ステンレス鋼の SA 材、TS 材および CW 材の 561K での SSRT における応力-ひずみ曲線を示す。1x10²⁶ n/m²では、SA 材は伸びおよび強度ともに最小であり、TS 材が最も大きな伸びを示した。これは照射量の 増加にともない、SA 材とTS 材の順序が逆転している。CW 材が3 試料中、最大の強度を 示し、これは $1x10^{25}$ n/m²のCW 材と同等の最大応力であり、加工硬化及び照射硬化に よる強度の増加は $1x10^{25}$ n/m²の段階で飽和していたとみられる。

Fig. 5.9~Fig. 5.12 に SA 材、TS 材および CW 材の試験後の外観および破面観察 の結果を示す。SA 材においては、全面 IGSCC を示し(Fig. 5.9 および Fig. 5.10 参照)、 高い IASCC 感受性を示した。TS 材においては、IGSCC と TGSCC が混在する破面を 示した(Fig. 5.11 参照)。CW 材においては、IGSCC、TGSCC および延性破面が混在 する破面であった(Fig. 5.12 参照)。

in-situ 観察により 60 分間隔で撮影した画像に見られるき裂長さの変化から計算したき 裂進展速度を Fig. 5.13 に示す。SA 材では、 $5.6x10^{-6} \sim 1.2x10^{-4}$ mm/s の範囲のき裂 進展速度を示した。TS 材では、平行部の両サイドに 1 つずつのき裂の発生を確認した。こ のとき、一方のき裂が進展している間、もう一方のき裂は相対的に進展を停止していることが わかる(Fig. 5.13(b)参照)。このき裂進展のプロセスが交互に繰り返され、最終的にき裂が 結合して試験片が破断している。CW 材では、き裂進展速度の範囲は、 $1.4x10^{-6} \sim$ $2.4x10^{-4}$ mm/s であり、発生から破断に至るまでの時間が最短であった。それゆえ、平均き 裂進展速度の順序は CW 材 >TS 材 >SA 材となった(Table5.2 参照)。 Andresen[124,125]は冷間加工済の 304 ステンレス鋼では降伏応力の増加とともにき裂 進展速度が増加することを示しており、本試験の試料の降伏応力は CW 材>TS 材 >SA 材 であり(Table 5.1 参照)、Andresenの指摘と一致するものである。

5.3 照射済 304 ステンレス鋼の SSRT におけるき裂発生進展挙動と IASCC 感受性に関 する考察

5.3.1 照射量 1x10²⁵ n/m²の 304 ステンレス鋼のき裂発生・進展挙動

Fig. 5.14 および Fig. 5.15 に中性子照射量 1x10²⁵ n/m²の TS 材および CW 材の SSRT により得られた応力-ひずみ曲線、破面観察および in-situ 観察を総合した結果を、 それぞれ示す。TS 材では、き裂の発生を確認することができなかったが、画面右側から入 ったき裂が進展し、試験片が破断に至る過程を観察することができた。TS 材は熱鋭敏化に よる粒界での Cr 欠乏が生じており、き裂が粒界部分で単調に成長したことにより、粒界での 腐食の効果が著しく現れ、最大応力を経過してから破断までの時間が 3 試料中最も短くな ったものと考えられる。

Fig. 5.15 に示す CW 材では、破面の両サイドに TGSCCとTG 割れがあるが、両サイドから発生したき裂が中央部で結合し破断に至ったのではない。in-situ 観察によると、画面左側より発生したき裂が右方向へ進展し、破断に至ったことが確認できた。これを応力ーひずみ曲線上に照らし合わせると、最大応力に達する前の①において TGSCC が発生している。このときの応力は 833MPa であり、最大応力の 99.4%に相当する。続いて、①から③までは TGSCC が進展し、③から④までは延性破壊を生じ、④以降は TG 割れと延性破壊が混在して進展し最終的に破断に至ったと判断できる。IGSCC から TGSCC へ、

TGSCC から延性破壊へと破壊形態が遷移することは、SSRT においてはよく現れる事象 である。しかしながら、一度延性へ遷移した破壊形態が再度非延性の破壊へ戻ることがある ことを in-situ 観察により確認した。これは、TGSCC が進展したことにより、試験片の残存 断面積では荷重を支持できず、急速に変形が生じて延性破壊を示すこととなった。けれども、 試験自体が SSRT であり、単位時間に生じるひずみ量が小さく、破断に必要な変形量まで 到達しなかったことから、延性破壊の進展が途中で停止し、TG 割れへ遷移したものと考え られる。このとき、き裂進展とともに、試験片が開口する形となり、それまでほぼ垂直であった 荷重方向とき裂進展方向の角度にズレが生じ、破面上の結晶粒に破面と垂直方向に割れが 生じたとみられる。その後は残存断面積と荷重と発生するひずみ量の間のバランスを保ちな がら、TG 割れと延性破壊が相互に進展し、破断に至ったものと考えられる。

5.3.2 照射量 1x10²⁶ n/m²の 304 ステンレス鋼のき裂発生・進展挙動

中性子照射量 1x10²⁶ n/m²の SA 材、TS 材および CW 材の SSRT により得られた応 カーひずみ曲線、破面観察および in-situ 観察を総合した結果を、それぞれ Fig. 5.16 ~Fig. 5.18 に示す。SA 材において、最大応力を過ぎた直後にき裂の発生を確認し、そ のまま画面左側から右側へ一様に進展するのを観察した(Fig. 5.16 参照)。き裂発生時の 応力は 519MPa であり、最大応力の 98.3%に相当する。第1き裂が平行部の反対側へ到 達する直前に進展が停滞するとともに、第2き裂が平行部の反対側で発生・進展し、残存断 面積が減少したことにより、双方のき裂が開口するように破断に至った。

TS 材においても、最大応力を過ぎた直後に第1および第2き裂の発生を確認した(Fig. 5.17参照)。このときの応力は、562MPaであり、最大応力の99.2%である。これら2つのき裂は前述のように進展と停止を交互に繰り返し、ほぼ試験片平行部断面の中央で合体・破断している。このときの破面は IGSCC と TGSCC が混在していることから、それらが同時に生じながらき裂が進展していたことがわかる。

CW 材の場合でも、最大応力を過ぎた直後にき裂の発生を確認した(Fig. 5.18 参照)。 このときの応力は 818MPa であり、98.3%である。その後は画面左側から右側へ一様にき 裂が進展しているが、その破壊形態は大きく変化しているのがわかる。①から③までは IGSCC が主であり徐々に TGSCC の割合を増加させ、③以降は TGSCC と延性破壊が 混在した破面となっている。

5.3.3 き裂発生・進展挙動に及ぼす応力とひずみの影響

本試験において、1x10²⁶ n/m² まで中性子照射された試験片はいずれも、最大応力到 達直後にき裂の発生が確認されている。これはその試験片の最大応力の 98~99%程度で あり、in-situ 観察で視認できるまでの時間差を考慮すると、ほぼ最大応力到達時にき裂が 発生していると考えられる。中性子照射量 1x10²⁵ n/m²の試料では、き裂の発生が明確に 確認できたのは CW 材のみであるが、これは最大応力到達前であり、最大応力との比率は 99%である。このとき、き裂発生後も応力は低下せず、最大応力まで増加し続けている。 Harunaら[103,104]は、未照射の熱鋭敏化 304 ステンレス鋼の 423K での SSRT で 最初のき裂がほぼ最大応力付近で発生することを報告している。谷ら[105]は、未照射の熱 鋭敏化 304 ステンレス鋼の 561K の水中 SSRT において、in-situ 観察を行い、多数の き裂の発生を観察するとともに、最大応力の 80~90%に応力が到達したときに最初のき裂 が発生することを報告している。Fukuya ら[126]は、粒界の交差部で転位チャンネルと双 晶が微細なひずみの蓄積を生じ、そのようなひずみの蓄積が IG 割れを引き起こすとしてい る。Onchi ら[127]は、照射済の熱鋭敏化 304 ステンレス鋼を用いて不活性ガスと高温水 中での SSRT と TEM 観察の結果から、水中での IG 割れの発生は粒界での応力とひず みの集中を解放するために生じるのだろうと述べている。さらに、TG 割れは変形双晶の境 界で発生するのだろうと推測している。一方、HRP の照射下き裂発生試験では、最大応力 の 78%未満の応力ではき裂が発生しておらず、60000 時間以上の試験時間を経過しても 発生しない試験片もある[82,87]。

これらのことから、IASCC のき裂の発生には、最大応力に対して 90%以上の高い応力 が必要であると考えられる。応力が増加した場合、未照射材料であれば、塑性変形を生じる ところが、照射材では中性子照射による弾き出し損傷を受けており、結晶粒内に多くの点欠 陥や転位ループが既に導入されている。すなわち、照射硬化を生じており、結晶粒そのもの が塑性変形を生じる裕度が減少している。そこへ応力を負荷することで転位の発生・成長、 粒界へ転位の移動あるいは点欠陥による転位の移動の阻害を生じ、粒内および粒界におい て、さらに点欠陥および転位を蓄積し、やがてはそれらの蓄積が限界となる。点欠陥のシン クである粒界においては、点欠陥および転位密度が粒内型よりも低いため、相対的に変形 が粒界部分に集中しやく、Cr 欠乏による粒界の耐食性が低下していることも相乗して粒界 に IGSCC が発生すると考えられる。このため、IASCC のき裂発生には最大応力近傍の高 い応力が必要となるとみられる。

未照射の熱鋭敏化材では粒界での Cr 欠乏の領域が粒界をはさんで 50~数百 nm[18,128,129]であり、照射材では RIS による Cr 欠乏の領域が 10~20nm 程度 [51,57]である。谷ら[105]の場合は、熱鋭敏化材の 561K での試験であり Cr 欠乏層から の溶出速度が大きく、最大応力の 80~90%の応力でき裂が多数発生したものとみられる。 Haruna ら[103,104] の場合は、423K の低い温度であったために、Cr 欠乏層からの溶 出速度が小さく、照射材と同様に最大応力付近でき裂が発生したとみられる。照射材では Cr 欠乏の領域が狭いために、溶出のような環境影響よりも応力影響が顕著に現れたものと 考えられる。き裂発生後は、SSRT であることから徐々に変位は増加し、き裂発生による試 験片の断面積の減少から真応力は増加するとともにき裂先端部への応力集中も生じることか ら、結晶粒への点欠陥および転位の蓄積が断続的に生じ、き裂が進展することになる。この とき、き裂が進展することで点欠陥および転位の蓄積が不十分な新しい結晶粒が現れ、そこ へ点欠陥および転位を蓄積させる時間が必要となることから、in-situ 画像から求めたき裂 進展速度は増加と減少を繰り返しながら進展したと考えられる(Fig. 5.13 参照)。CW にお いては、照射前の冷間加工により点欠陥および転位ループの導入量が多かったために、結 晶粒の塑性変形能の裕度が少なく、点欠陥および転位の蓄積に要する時間も少なくて済む ことから、平均き裂進展速度が最も高かったとみられる。

Fig. 5.19 に照射量 1x10²⁶ n/m²の SA 材、TS 材および CW 材のき裂発生進展挙動 の模式図を未照射の熱鋭敏化材の結果[105]とともに示す。熱鋭敏化処理により粒界での 耐食性が低下している未照射の TS 材では、最大応力から比較して照射材よりも低い応力 で多数のき裂が生じている。これに対し、照射材の SA 材、TS 材および CW 材における共 通点として、最大応力到達後、最大応力の 98~99%の応力で 1 あるいは 2 本のき裂発生 が確認されていること、およびき裂進展速度の増加と減少を繰り返しながら進展することであ る。き裂の発生・進展挙動全体としては、類似点がありながらも、破面においては、3 試料と も異なっており、それぞれの感受性に起因しているとみられる。

5.3.4 破面に基づく IASCC 感受性とき裂進展挙動

IASCC 感受性を評価するために中性子照射量に対する IGSCC 破面率を文献データ [127,130,131]とともに Fig. 5.20 に示す。SA 材では 1x10²⁵ n/m² を越したところで IGSCC 破面率が増加している。これは IASCC のしきい照射量が 2~5 x10²⁴ n/m²とい われている[51]ことと概ね一致する。TS 材では熱鋭敏化処理をしていることから未照射材 でも IGSCC 破面が認められるが、1x10²⁵ n/m² ではほぼ全面 IGSCC を示し、それより も高い照射量では IGSCC 破面率が低下することになる。 IASCC 感受性は IGSCC 破面 率に基づいて評価するのが一般的であるが、本試験でみられたように、IGSCCとTGSCC が混在する場合もあることから、IGSCC と TGSCC を合計した破面率を Fig. 5.21 に示 す。SA 材および TS 材ともに、ある程度の幅はあるものの、照射量の増加とともに IGSCC と TGSCC を合計した破面率も増加する傾向を示している。しかしながら、CW 材において は、IGSCC と TGSCC を合計した破面率が大きく分布しており、照射量の増加に伴う一定 の変化を示していない。前項で述べたように、IASCC のき裂発生には、点欠陥および転位 の蓄積が重要と考えられることから、最大応力に対する IGSCC と TGSCC を合計した破 面率を Fig. 5.22 に示す。SA および TS 材においては、それぞれ約 500MPa および 400MPa を超えたところで IGSCC と TGSCC を合計した破面率も増加する傾向がみられ る。一方、CW 材においては、降伏応力の増加とともに IGSCC と TGSCC を合計した破面 率も減少する傾向がみられる。

Hide ら[130]は、3x10²⁵n/m²までの照射済 TS 材におけるミクロ組成分析を行い、粒 界での Cr 欠乏および Ni、Si と P の富化を報告した。Cr 欠乏がその照射量では飽和して おり、高照射量での IGSCC 破面率 は粒界での元素濃度のみに依存しないことを示した。 さらに、照射した SA 材、TS 材および CW 材での SSRT を行い、SA 材は平行部全域で 均一に変形し、TS 材は SA 材よりも小さい変形領域を示し、CW 材は荷重軸方向から 45° 方向にせん断的な局所変形を示したことを報告した。SSRT 後に行った試験片平行部の側 面観察から CW 材のように硬化している材料は、変形が均一に分布せず局在化し、局在化 した変形領域での実質的なひずみ速度は、公称ひずみ速度よりも一桁大きくなること、およ び平行部長さ 20mm であっても変形領域は約 2mm であることを示した[130]。硬化が進 んだ場合、すべりが発生するとすべり面上の転位ループ、格子間原子および空孔等が再結 合して消滅し、照射欠陥の密度が著しく低い部分が形成される転位チャンネルが形成され、 以後の変形は障害物のほとんど無い転位チャンネルだけで進行するとされている[53]。

CW 材では、加工硬化により点欠陥および転位が導入されている。さらに中性子照射によ る点欠陥・転位ループが導入され、照射硬化することになる。加工および照射により硬化し たところへ SSRT による引張応力が負荷され、結晶粒内に転位が導入され、さらに硬化す ることになる。前項で考察した過程により IGSCC を生じ、進展することになる。き裂の先端 部分では変形に伴う点欠陥・転位の蓄積が起き、き裂の進展とともに応力集中の程度も増加 し、き裂先端の結晶粒内ではさらに硬化して塑性変形を起こしにくくなる。結晶粒が硬化し ても、粒界での腐食速度が高ければ、点欠陥・転位の蓄積に対して裕度がある新生領域が き裂先端に現われることになる。けれども、き裂先端付近での結晶粒の硬化の速度が粒界で の腐食速度を上まわってしまうと、塑性変形能が限界に達し、粒内ですべりが発生し、き裂 がすべり面の方向へ進展方向を変更し、破壊形態が IGSCC から TGSCC へと遷移すると 考えられる(Fig. 5.23 参照)。その後、TGSCC は、塑性変形能が低下した結晶粒を連続 的に進展するとみられる。TGSCC の進展により、試験片の残存断面積が減少するため、負 荷荷重を維持できない断面積になった段階で急速に変形が進み、最終的に延性破壊を示 したと考えられる。CW 材は、最大応力が 800MPa と高く、き裂を発生させるために負荷す る応力も高いものとなる。IGSCC あるいは TGSCC が発生し、わずかに進展した時点で急 速に変形が進んで延性破面の割合が増加するとみられることから、最大応力の増加とともに IGSCCとTGSCCを合計した破面率が減少したものと考えられる。

照射量 1x10²⁶ n/m²の SA 材においては、照射による点欠陥および転位の導入に加え、 SSRT の引張応力によって加工硬化される裕度が CW 材よりも大きく、結晶粒内に十分に 点欠陥および転位が蓄積される前に Cr 欠乏層による粒界での腐食によりき裂が進展し、全 面 IGSCC 破面を示したものと考えられる(Fig. 5.24 参照)。これは Fig. 5.8 の応力 – ひ ずみ曲線において、TS 材の降伏応力よりも前に SA 材の曲線が急落していることと一致す る。

TS 材においては、熱鋭敏化処理による Cr 炭化物が粒界に析出しており、粒界の耐食性が他の 2 試料よりも低下していたとみられる。結晶粒も照射硬化により変形能が低下しており、き裂が粒界を進展するものの、粒子状に析出している Cr 炭化物を迂回しながら進展せねばならず、き裂先端の微視的な進展方向が、き裂の巨視的な進展方向とズレを生じやすかったとみられる。そのため、き裂先端に塑性変形によるすべり面が存在すると、き裂が結晶粒内に進展方向を変更するものの、結晶粒を貫通して他の粒界に当たると再度 IGSCC となることを繰り返したと考えられる。このため、TS 材は IGSCC と TGSCC が混在する破面を示したとみられる。

5.4 結言

IASCC のき裂発生および進展挙動を調べるために、中性子照射量 1.0x10²⁵ および 1.0x10²⁶n/m² (E > 1MeV) まで照射した工業用市販純度 304 ステンレス鋼を用いて、 DO = 8ppm、561K の高温水中で SSRT を行った。試験片として、照射前に固溶体化、 熱鋭敏化または冷間加工の処理を施した試料を用いた。SSRT 中には試験片平行部の in-situ 観察を、試験後には破面観察を行った。これらの結果から、以下のような IASCC のき裂発生・進展挙動および IASCC 感受性に及ぼす熱鋭敏化および冷間加工の影響を 明らかにした。Fig. 5.25 に本試験における結果と考察をまとめた模式図を示す。

- (1) in-situ 観察から SSRT におけるき裂発生は最大応力の 98~99%程度の応力に到 達したときであった。中性子照射量 1.0x10²⁵ n/m²の CW 材では、き裂発生後に最大 応力に到達し、中性子照射量 1.0x10²⁶n/m²では、SA 材、TS 材および CW 材ともに 最大応力に到達直後にき裂が観察された。き裂の発生数は1または2本であった。
- (2) 中性子照射量 1.0x10²⁶n/m² において、CW 材では、き裂が発生後、IGSCC から TGSCC へ、TGSCC から延性へと破壊形態の遷移をした。TS 材は IGSCC と TGSCC の混在した破面、SA 材はほぼ全面 IGSCC 破面を示した。これらは引張応力 による結晶粒内への点欠陥および転位の蓄積速度と Cr 欠乏による粒界での腐食速度 の相対的な関係によるものと考えられる。
- (3) 中性子照射量 1.0x10²⁵n/m²において、CW 材では、TGSCC から延性へと遷移後、 延性とTG 割れの混在へと破壊形態が遷移した。試験片の残存断面積、荷重、発生する ひずみ量がバランスを保つことで TG 割れへと遷移したものとみられる。SA 材では、 TGSCC と延性破面の混在破面であり、IASCC を示す中性子照射量に達していなかっ た。そのため、TS 材で示された全面 IGSCC の破面は主に熱鋭敏化処理によって生じ たものである。
- (4) IGSCC と TGSCC を合計した破面率は、最大応力の増加とともに、SA 材と TS 材で は増加し、CW 材では減少した。IASCC 感受性は加工硬化および照射硬化による影響 が大きいことが示された。
- (5) 中性子照射量 1.0x10²⁶n/m²の 304 ステンレス鋼での in-situ 観察に基づく、平均 き裂進展速度は CW 材>TS 材>SA 材であった。き裂進展時には、いずれの試料も進展 速度の増加と減少を交互に繰り返しながら進展していた。また、試験片平行部の両側か らき裂が発生した場合、一方のき裂が進展している間は他方のき裂は進展を停止してお り、このプロセスを交互に繰り返しながら進展していた。このことから、き裂の進展は、結 晶粒内での点欠陥および転位の蓄積と解放を繰り返しているとみられる。

Specimen ID	Treatment	Neutron fluence (n/m², E>1 MeV)	Yield strength (MPa)	Maximum stress (MPa)	Total Elongation (%)	Fraction of IGSCC (%)	Fraction of TGSCC (%)	Reduction in area (%)
F 5	SA	$1.0 \mathrm{x} 10^{25}$	463	568	11.5	0	51.2	51.0
F6			478	584	13.1	0	88.9	54.4
H 4	TS		450	476	3.7	98.1	0	24.1
H5			462	497	3.7	100	0	12.8
G 6	CW		806	840	4.9	0	22.9	18.0
F10	SA TS	1.0x10 ²⁶	522	528	3.7	100	-	12.4
F12			586	591	3.8	100	-	16.4
H12			586	657	7.5	35.6	64.4	17.8
G12	CW	CW		832	4.6	16.6	71.1	25.6

Table 5.1 Summary of SSRT in irradiated type 304 SS

Table 5.2 Summary of in-situ observation in irradiated type 304 SS

Specimen ID	Treatment	Neutron fluence (n/m², E>1 MeV)	In-situ observation	Number of Introduced cracks	Stress in the first crack initiation (MPa)	Mean crack growth rate (mm/s)
F5	C A	1.0x10 ²⁵	Failure beyond in-situ observation	-	-	-
F6	SA		Failure beyond in-situ observation	-	-	-
H 4	ΤC		Successful 1		-	(7.9×10^{-5})
H5	10		Failure beyond in-situ observation	-	-	-
G 6	CW		Successful	1	833	$3.2 \mathrm{x} 10^{-5}$
F10	Q A	1.0x10 ²⁶	Successful	2	519	$4.8 \mathrm{x} 10^{-5}$
F12	SA		Failure beyond in-situ observation	-	-	-
H12	TS		Successful	2	652	$6.9 \mathrm{x} 10^{-5}$
G12	CW		Successful	1	818	$8.4 \mathrm{x} 10^{-5}$

*In H4, since the first crack initiation was not obviously observed, width of gage was divided by time to failure from maximum stress.



Fig. 5.1 Stress-strain curves in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m² in oxygenated water at 561 K



Fig. 5.2 Direct and SEM observation in the SA material (F5) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.3 Direct and SEM observation in the SA material (F6) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.4 Direct and SEM observation in the TS material (H4) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.5 Direct and SEM observation in the TS material (H5) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.6 Direct and SEM observation in the CW material (G6) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.7 Crack growth rate based on in-situ images during SSRT in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁵ n/m²: (a) TS and (b) CW material



Fig. 5.8 Stress-strain curves in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m² in oxygenated water at 561 K



Fig. 5.9 Direct and SEM observation in the SA material (F10) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.10 Direct and SEM observation in the SA material (F12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.11 Direct and SEM observation in the TS material (H12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)


Fig. 5.12 Direct and SEM observation in the CW material (G12) irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) direct observation, (b) failed gage section, (c) whole facture surface, (d) schematic drawing of (c), (e) and (f) high magnification of (e)



Fig. 5.13 Crack growth rate based on in-situ images during SSRT in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1x10²⁶ n/m²: (a) SA, (b) TS and (b) CW material



Fig. 5.14 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the TS material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m²



Fig. 5.15 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the CW material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{25} n/m²



Fig. 5.16 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the SA material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²



Fig. 5.17 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the TS material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²



Fig. 5.18 Crack initiation and growth behavior based on stress-strain curve, fracture surface and in-situ images in the CW material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²



Fig. 5.19 Schematic illustration of crack initiation and growth in type 304 SS irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²[105]



Fig. 5.20 Comparison of fraction of IGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of neutron fluence[127,130,131]



Fig. 5.21 Comparison of fraction of IGSCC and TGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of neutron fluence[127,130,131]



Fig. 5.22 Comparison of fraction of IGSCC and TGSCC in irradiated type 304 SSs as a function of yield strength[127,130,131]



Fig. 5.23 Schematic illustration of transition from IGSCC to TGSCC in the CW material irradiated to a neutron fluence of $1x10^{26}$ n/m²



Fig. 5.24 Schematic illustration of transition from IGSCC to TGSCC in the SA material irradiated to a neutron fluence of 1×10^{26} n/m²



Fig. 5.25 Summary of results and discussion of crack initiation and growth behavior in SSRT of irradiated SSs

第6章 照射誘起応力腐食割れに及ぼす微量添加元素の影響の評価

6.1 緒言

本章では、JRR-3Mにおいて中性子照射を行った高純度 304 系および 316 系合金における照 射後試験の結果と、IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響について論ずる。第1章で述べたよ うに、IASCCの原因の一つは、粒界でのCr 欠乏層の生成であるが、同時に他の溶質原子も粒界 において富化あるいは欠乏を生じている。これらは中性子照射による拡散の結果により生じることか ら、中性子照射量の増加とともに粒界で富化あるいは欠乏の程度を増加させ、ある程度の照射量 からその変化が緩やかとなり、飽和状態となるとみられる。材料中の微量元素の局所的な濃度が独 立して変化し、それらが重畳したものが材料因子へ影響を及ぼすことから、従来の研究で多く用い られてきた実プラント採取材あるいは工業市販純度の材料では、それぞれの元素の影響を抽出・ 評価することは困難である。このため、工業市販純度よりも高純度の Fe-Cr-Ni 合金をベースとして 溶製し、Si、P、S、C、TiおよびMoを単独あるいは複数を組合わせて添加した合金を製造し、それ らを引張試験片形状に加工後、中性子照射試験を行った。照射量 6.7x1024 n/m2 における照射 後試験の結果は、Mo および Si の添加は照射硬化を抑制すること等を既に報告されている [70,132-136]。本研究では、同一化学組成の高純度合金を 3.5x10²⁵ n/m²まで中性子照射した 後に高温水中での SSRT を行い、各添加元素が IASCC 感受性に及ぼす影響を評価した。 IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響および照射量の増加に伴う添加元素の影響の変化に関 して知見を得ることは、IASCC の発生および進展機構の解明、実用炉で使用されている炉内構造 材料の経年劣化の評価、さらには耐 IASCC 性を有する合金開発へつながる重要なものである。

6.2 304 系および 316 系合金における照射後試験結果[137]

6.2.1 低ひずみ速度引張試験における応力-ひずみ挙動および硬さ

561K、DO = 8ppm の高温水中で実施した SSRT の結果を Table 6.1 に示す。SSRT により得 られた応力-ひずみ曲線のうち、C を添加しない鋼種を Fig. 6.1 に、C を添加した鋼種を Fig. 6.2 に示す。応力-ひずみ曲線の挙動は C の添加に依存する傾向がうかがえる。C 添加鋼種、すなわ ち、HP304/C、HP304/C/Ti および HP304/All においては、いずれも引張強さが 710MPa を越え ているけれども、HP304/All では引張強さおよび降伏応力ともに他の 2 鋼種よりも 100MPa 以上 低い値となった。C 無添加鋼種においては、540~710MPa の引張強さであり、HP304/S の引張 強さが試験鋼種中最低であった。

ひずみ挙動については、C 添加した3種の破断伸びは2.8~5.8%であった。C 無添加鋼種にお いては、4.6~9.9%の破断伸びを示した。このうち、HP304/S の破断伸びが試験鋼種中最も低く、 HP304/P が約 10%の破断伸びとなり、試験鋼種中最大の伸びを示した。

Fig. 6.3に各鋼種の中性子照射前後のマイクロビッカース硬さを示す。C添加鋼種では、いずれ
も Hv>350 であり照射硬化の影響が顕著に現れた。C 無添加鋼種においては、HP304/Si、
HP304/P および HP316 が Hv ≒ 300 を示し、HP304 および HP304/S は Hv ≒ 270 を示した。

HP304/S は引張強さおよび降伏応力とも最小であったが、HP304 と同程度まで照射硬化していたことを確認した。

6.2.2 低ひずみ速度引張試験後の破面形態

SSRT により破断した試験片の破面観察の結果を Fig. 6.4~Fig. 6.11 に示す。HP304 では、 試験片断面のほぼ中央部に帯状に IGSCC が生じていた(Fig. 6.4 参照)。これは帯の両端に当た る外縁部からIGSCCが発生し、試験片中央部へ進展、合体し、残存断面積が絞れたものとみられ る。Fig. 6.5 に示す HP304/Si では、ほぼ全面に IGSCC 破面を呈しており、Fig. 6.5(b)中の左上 部にある延性破面が最後に破断に至った部位とみられる。Fig. 6.6 に示す HP304/P では、 IGSCC が生じているものの、大半を延性破面が占め、わずかに TGSCC も認められた。Fig. 6.7 に示す HP304/S では、試験片中央部の延性破面を取り囲むように IGSCC が生じており、試験片 平行部である外縁部で IGSCC が発生し、内部へ進展、合体したものとみられる。HP304/C では、 IGSCC、TGSCC および延性破面が順次積層するように生じていた(Fig. 6.8 参照)。HP304/C/Ti においても、IGSCC、TGSCC および延性破面の 3 種類の破面が示されたが(Fig. 6.9 参照)、 IGSCC が大きく2 箇所に分かれてその間に延性破面が帯状にあることから両側から進展してきた IGSCC が合体する前に破断に至ったとみられる。HP304/All においては、IGSCC と延性破面の みが現れ(Fig. 6.10 参照)、HP304/C/Tiと同様に IGSCC が大きく2 箇所に分かれてその間が延 性破面を示した。Fig. 6.11に示す HP316 では、試験片中央部に IGSCC、その外側にリング状に TGSCC および延性破面が生じており、高温高圧水に接していた外縁部から IGSCC が発生、試 験片内部へ進展し、TGSCC へ遷移後、すぐに延性破壊に至ったとみられる。これら SCC 破面率 を取りまとめたものを Fig. 6.12 に示す。HP304/P が IGSCC 破面率および TGSCC 破面率ともに 最小を示し、次いで C 添加鋼種の 3 つが IGSCC 破面率 31~62%を示した。HP304/P を除く C 無添加鋼種は、IGSCC 破面率+TGSCC 破面率がいずれも 80%を超す高いものであった。SSRT 中の in-situ 観察の結果[122,123]から、最大応力付近でき裂が発生したと仮定し、各鋼種の IGSCC と TGSCC の破面の面積を最大応力経過から破断までの時間で序した、き裂面積の進展 速度を求めた。Fig. 6.13 に硬さとき裂面積の進展速度の関係を示す。硬さの増加とともにき裂面 積の進展速度が増加している。Andresen[124,125]は 304 ステンレス鋼において降伏応力の増 加とともにき裂進展速度が増加することを示しており、本結果はこれに一致すものである。Fig. 6.14 に各鋼種の平行部の SEM 観察の結果を示す。HP304、HP304/Si、HP304/S および HP304/All には破断に至った主き裂の他に二次き裂の発生が認められ、HP304/P、HP304/C、 HP304/C/Tiおよび HP304/Allでは、約45°方向へのせん断的な破断が認められた。せん断的な 破断を示した鋼種は、相対的に低い IGSCC 破面率を示した材料であり、HP304/All においては 両方の特徴を示している。HP316においては、二次き裂もせん断的な破断も示さなかった。

6.3 照射量の増加にともなう機械的特性と IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響に関する考察

本試験において使用した 304 および 316 系合金は、JRR-3M において、513K で 6.7x10²⁴

n/m²まで中性子照射された後、573K、DO 濃度:32ppm の水中において SSRT された結果が塚 田ら[70,132-135]によって報告されている。未照射材の引張試験、照射量 6.7x10²⁴ n/m² および 3.5x10²⁵ n/m² での SSRT における応力-ひずみ曲線を Fig. 6.15~Fig. 6.22 に示す。ベース合 金である HP304 では、照射量の増加とともに、応力値の上昇と伸びの減少がみられる。照射量 6.7x10²⁴ n/m²の SSRT では、IASCC による割れの発生により 12%未満の破断伸びしか示さず、 照射量 3.5x10²⁵ n/m² ではさらに応力値の上昇と伸びの減少が著しくなった。照射量増加に伴う 各合金の降伏応力の増加および SCC 破面率の変化を、それぞれ Fig. 6.23 および Fig. 6.24 に 示す。

6.3.1 Si の影響

これまでの研究[70,132-134]から、照射量 6.7x10²⁴ n/m²の HP304/Si においては、40%を超 える IGSCC 破面率を示したものの(Fig. 6.24 参照)、照射硬化による降伏応力の上昇も全試料中 最小であり(Fig. 6.23 参照)、破断伸びも 20%以上を示した(Fig. 6.16 参照)。これは Si の添加に よりフランク型転位ループの数密度が減少し、照射硬化が抑制されたものであり[122]、IASCC に よる破断までの潜伏期間が他の高純度合金のそれよりも長いことを示す有益なものであった。それ に対し、照射量が 3.5x10²⁵ n/m²まで増加したことにより、IGSCC 破面率は 90%を超え、C 添加合 金に次ぐ降伏応力を示し、破断伸びも 10%未満となった。Fig. 6.25 に Si 量に対する IGSCC 破 面率を文献値[57,68,70,98,132-135,138-143]とともに示す。照射量、他の元素の添加によって データの分布に幅があるものが、IASCC 感受性の Si 量依存性が明瞭には認められない。

Chung ら[144]は、照射量 3~9x10²⁴ n/m²の 304 および 304L ステンレス鋼において、N < 0.01wt%かつ Si < 1.0wt%では TGSCC 感受性が高く、逆に N > 0.01wt%または Si > 1.0wt% では TGSCC 感受性が低いことを報告している。また、0.8~1.5wt%の濃度の Si は、IASCC 感受 性を抑制あるいは発生を遅延させ、有益であるとしている[130,145]。さらに、粒界での Si 濃度が増 加したにもかかわらず、IGSCC 破面率が減少することを示し、粒界での Si の偏析が 304 ステンレス鋼の IASCC のメカニズムではないとした[146]。Fukuya ら[140]は、5.3x10²⁴ n/m²まで照射し た材料において、Si 量の増加とともに IASCC 感受性が低下することを示した。また、照射量約 $2x10^{25}$ n/m² の 347L ステンレス鋼において、Si の添加量は降伏応力に影響しなかったことも報告 されている[141]。照射済 348 ステンレス鋼において、粒界での Si の富化量の増加に依存して Cr 欠乏量が増加することが報告されている[147]。Busby ら[148]は、5.5dpa の陽子線照射において、Si 添加合金の IASCC 感受性が最も高かったことを報告している。き裂進展試験においては、Si 含有量ともにき裂進展速度が増加することが示されている[149,150]。Si 含有量が増えると積層欠 陥エネルギーを減少させ、すべりが主に平面的になって粒界と転位の相互作用が増加すると考え られている[51,151]。

三輪[152]は、照射量 3.5x10²⁵ n/m²における HP304/Si の TEM 観察から、HP304/Si のフラ ンク型転位ループの平均直径および数密度は、それぞれ 9nm および 8.1x10²² m⁻³ であり、 HP304 のそれらと同程度であったと報告している。このとき、Ni₃Si の析出が観察されており、その ことから Si 添加の影響を次のように考察している。Si はアンダーサイズの置換型固溶元素であり、 溶質原子と溶媒原子で混合亜鈴型配列を取りやすく[56]、Ni-Si の混合亜鈴型配列を形成したた

-108 -

め、Ni が Si を引きずりながら移動することになり、拡散速度が低下し[153]、結晶粒内において混 合亜鈴型配列に点欠陥がトラップされて点欠陥のフラックス(濃度と移動度の積)が低下したことで、 照射量 6.7x10²⁴ n/m²においては、転位ループの数密度が減少したと考察している。さらに、照射 量が 3.5x10²⁵ n/m²まで増加したことにより、シンクとしての混合亜鈴型配列に流れ込む Si の量が 増加し、NiとSiの濃度が局部的に増加したために、Ni₃Siとなって析出することになった。他方で、 Ni-Si の混合亜鈴型配列の周囲では Si 濃度が相対的に減少し、点欠陥をトラップする割合が減 少したことから、転位ループの数密度が増加したものと考えている。

Fig. 6.26 に中性子照射に対する全伸びを文献値[57,70,132-135,138-140,142]とともに示す。 Si 添加の効果を顕著に比較するために、Si \geq 0.50%の添加量のデータを選択してプロットしてい る。照射量 1.0x10²⁵ n/m²を越すと急激に全伸びが低下している。転位ループの数密度の増加を 抑制し延性の低下を抑える Si の効果は、照射量の増加により消失したとみられる。

6.3.2 Cの影響

照射量 6.7x10²⁴ n/m²の HP304/C[70,132-134]において、C の添加は照射硬化を著しく助長 し(Fig. 6.17 および Fig. 6.23 参照)、HP304 と比較して HP304/C における、TGSCC 破面率が 著しく高いことが示されている(Fig. 6.24 参照)。照射量を 3.5x10²⁵ n/m² まで増加させると、 HP304 では全面 IGSCC となったのに対し、HP304/C では 31%の IGSCC 破面率であった。Fig. 6.27 に C 量に対する IGSCC 破面率を文献値[57,68,70,98,132-135,138-143]とともに示す。C ≧ 0.05%において、C 量の増加とともに IGSCC 破面率も低下し、IASCC 感受性が減少している とみられる。

高濃度の C 添加は IGSCC 感受性を抑制するとみられること、および 304L ステンレス鋼では、 通常より高い IGSCC 感受性を示すことが報告されている[146]。Jacobs ら[147]は照射量 1.6x10²⁵~2.4x10²⁵ n/m²の 348 ステンレス鋼において、高い C 量により Si と P の富化と Cr 欠 乏が抑制されることを報告した。Swann[154]は 18Cr-20Ni ステンレス鋼において、0.1%C 添加す ることで、変形時に転位がセル化することを報告している。また、Ni の添加などにより金属中のすべ り面が硬化すると積層欠陥エネルギーが増加し、転位の交差すべりを起こしやすくなると述べてい る。Hide ら[130]は、照射済冷間加工 304 ステンレス鋼の SSRT 試験において、試験片自身の高 い硬さ(降伏応力: 936 MPa)のために局所的な変形を示し、固溶体化 304 ステンレス鋼よりも低い IGSCC 破面率を示したことを報告した。降伏応力の増加、すなわち材料の硬化とともにき裂進展 速度が増加することが Andresen[124,125]によって示されている。

照射量 3.5x10²⁵ n/m²における HP304/C の TEM 観察から、HP304/C のフランク型転位ルー プの平均直径および数密度は、それぞれ 8nm および 1.1x10²³ m⁻³であり、HP304 のそれらと同じ であったことが報告されている[152]。また、M₂₃C6 型炭化物の生成が粒界および粒内型において 観察されている。ステンレス鋼中にアンダーサイズの元素である C が多く存在する場合、C との親和 力が強い Cr と複合体を形成すると考えられる[56]。Cr はオーバーサイズ元素であり、照射にともな い逆カーケーンドール効果により粒内へ移動しながら、C をトラップし、これにより生じた局所的な濃 度差から Cr 炭化物を含む M₂₃C6 型炭化物が生成、析出したと考察されている[152]。

HP304/C は、全高純度合金中最も高い照射硬化を示すとともに、Fig. 6.8 に示すように

IGSCC、TGSCC、延性破面の3つの破壊形態が現れた。この一連の破壊形態の変化に関しては、 以下のように考察する。中性子照射により結晶粒内型に点欠陥や転位ループが導入され、個々の 結晶粒が硬化し、塑性変形能が低下することになる。そこに SSRT による引張応力が負荷され、粒 内に転位が導入されるとともに、C が含有されていることから、変形により転位がセル化し、硬化を 促進することになる。粒界においては、RIS に起因する Cr 欠乏により耐食性も低下しており、き裂 が発生することになる。粒界は点欠陥のシンクであり、転位密度が粒内型よりも低いため、相対的に 変形が粒界部分に集中しやすく、耐食性の低下と相乗してき裂が粒界を進展することになる。き裂 の先端部分では、き裂の進展にともない応力集中が増加するとともに塑性ひずみの蓄積が生じ、き 裂先端での結晶粒でさらに硬化することになる。そのとき、粒内でのすべりといった結晶粒内型での 局所的な変形、あるいはそれによって照射欠陥の密度が著しく低い部分が形成される転位チャネリ ングが生じてき裂の進展が粒界から粒内へ変わり、破壊形態が IGSCC から TGSCC へと遷移する と考えられる。TGSCC は負荷応力によって塑性変形能が低下した結晶粒を分割しながら進展した とみられる。HP304/C では、C 添加による照射硬化が C 無添加の合金よりも顕著であったことから 点欠陥や転位を蓄積する裕度が少なく、TGSCC への遷移が明瞭に現れたとみられる。なお、 TGSCC の進展により試験片の残存断面積が減少するため、負荷応力を維持できない断面積にな った段階で急速に変形が進み、最終的に延性破壊を示したと考えられる。

Fig. 6.28 に最大応力に対する TGSCC 破面率を文献値[57,70,132-135,138-140,142]ととも に示す。C 添加の効果を顕著に比較するために、C \geq 0.050%の添加量のデータを選択してプロッ トしている。最大応力が約 550MPa を越えると TGSCC の破面率が増加し、約 700MPa をピーク に、それより大きな最大応力では TGSCC 破面率が減少している。C の添加は、照射硬化を助長さ せ、IGSCC 破面を TGSCC 破面へ遷移させる効果がある。これは結晶粒内での硬化速度が結晶 粒界での腐食速度を上まわったときに TGSCC 破面へ遷移すると考えられる。最大応力 700MPa 以上の硬化した材料では、試料に高い荷重が負荷されており、IGSCC あるいは TGSCC が発生し、 わずかに進展した時点で試験片の残存断面積では負荷荷重を維持できず急速に変形が進んで 延性破面の割合が増加するために TGSCC 破面率が減少したものであり、IASCC 感受性が低下 したものではないと考えられる。

6.3.3 Moの影響

照射量 6.7x10²⁴ n/m²の HP316[70,134-136]において、IGSCC 破面率は 0%(Fig. 6.24 参 照)、降伏応力の上昇も他の高純度合金よりも小さく(Fig. 6.23 参照)、30%以上の破断伸びを示し た(Fig. 6.18 参照)。3.5x10²⁵ n/m² までの照射量の増加にともない、照射硬化が著しく現れ、 IGSCC 破面率も 0%から 60%以上まで増加した。Fig. 6.29 に Mo 量に対する IGSCC 破面率を 文献値[70,98,134,135,138-143]とともに示す。Mo 添加の影響は、304 と 316 ステンレス鋼を比 較して行われるのがほとんどであり、Mo 量が 0~2%の間のデータがないために、Mo 量の増加に伴 う IASCC 感受性の変化が見出すのが困難である。

Kasaharaら[155]は、BWR 炉心で 2.5x10²⁵ n/m²まで照射したスエリング・チューブの IASCC 感受性試験において、Mo \geq 0.2 wt%の添加は IASCC 感受性を下げるのに有効だとしている。 IASCC を生じるしきい値も、304 ステンレス鋼では 5x10²⁴ n/m² であるのに対し、316 ステンレス鋼 では $1x10^{25}$ n/m²とされており[142,156]、Mo の添加は IASCC を抑制する効果を有するという認識が一般的である。Busby ら[148]は、5.5 dpa の陽子線照射において、Mo 添加合金とベース 304 合金の IGSCC 破面率は同程度であり、BWR 模擬環境中での割れ感受性への Mo 添加の影響はほとんど無いと報告している。この場合、BWR 環境の中性子照射量 $7x10^{24}$ n/m² = 1 dpa として換算すると、3.85 x10²⁵ n/m² に相当する弾き出し損傷量であり、本研究と同様の傾向を示している。

照射量 6.7x10²⁴ n/m²における HP316 の TEM 観察の結果から、Mo の添加は、フランク型転 位ループの形成を抑制し、照射硬化を遅延させたとみられる[70,134-136]。三輪[152]は、照射量 3.5x10²⁵ n/m²における HP316 の TEM 観察から、HP316 のフランク型転位ループの平均直径 および数密度は、それぞれ 10 nm および 7.6x10²² m⁻³であり、HP304 のそれらと同程度であった と報告している。また、Mo 添加による転位ループ形成の抑制について、Mo がオーバーサイズの置 換型固溶元素であり、周囲に圧縮のひずみ場を形成するために、空孔がひずみ場にトラップされ [153]、拡散速度が低下し、格子間原子と空孔の再結合によって消滅する割合が増えた結果、転 位ループの数密度が減少したと推論している。

Fig. 6.30 に 316 ステンレス鋼における中性子照射に対する全伸びを文献値 [70,98,134,135,138-143]とともに示す。照射量 8x10²⁴ n/m²付近をピークに中性子照射量の増 加にともない、全伸びが減少している。ただし、その減少率は類似した効果を持つ Si の場合よりも 緩やかである。Mo の添加は転位ループ形成を抑制し、照射硬化を遅らせる効果があるものの、 3.5x10²⁵ n/m²の照射量では、弾き出し損傷量が増加し、HP304 と同程度の転位ループの数密 度に達したために、Mo の効果が消失し、高い IASCC 感受性を示したものと考えられる。

6.3.4 Pの影響

6.7x10²⁴ n/m²まで照射した HP304/P[70,132,134]において、IGSCC 破面率は約 20%(Fig. 6.24 参照)、降伏応力の増加も他の合金と比較して中程度(Fig. 6.23 参照)、応力ーひずみ挙動 においても妥当ものであった(Fig. 6.19 参照)。しかしながら、 $3.5x10^{25}$ n/m²まで照射量を増加さ せたにもかかわらず、照射量 6.7x10²⁴ n/m²の場合と同等の IGSCC 破面率を示した。また、照射 量 $3.5x10^{25}$ n/m²で比較しても他の高純度合金と比較して最小の IGSCC 破面率を示した。Fig. 6.31 に P 量に対する IGSCC 破面率を文献値[57,68,70,98,132,134,138-143]とともに示す。P = 0.015%付近において、IGSCC 破面率が最小となっており、それよりも P 量が増加するのに伴い、 IGSCC 破面率も増加している。

Fukuyaらは、5.3 x10²⁴ n/m²まで中性子照射した材料において、P 量の増加とともに IASCC 感受性が低下すること[140]、および He²⁺イオンの 0.4 dpa 照射で P 添加した高純度 304L 鋼が 低 IGSCC 破面率を示すこと[157]を報告し、P が IASCC 挙動に影響したのではなく、他元素の粒 界偏析を抑制したためであろうとしている。また、P の添加は照射硬化を促進し、316 系の合金にお いては、P の量を減少させるのが IASCC 感受性を低下させるのに効果的であるとしている[141]。 Swann[154]は、0.35%P を添加した 20Cr-20Ni ステンレス鋼の TEM 観察から P の効果は、積 層欠陥エネルギーによって交差すべりを低下させる以外の何らかの機構により、交差すべりを減少 させていると報告している。5.5 dpa の陽子線照射された 304 ステンレス鋼において、BWR 模擬環

境中での割れ感受性に及ぼす P 添加の影響は、ほとんど無いことが報告されている[148]。 Tanakaら[98]は、 $1.3x10^{25} \sim 2.1x10^{25} n/m^2$ まで照射した 316L ステンレス鋼において、P 濃度の 増加とともに割れ発生時のひずみ量が減少するけれども、IGSCC 破面率と P 濃度の間には明確 な相関がみられなかったことを報告した。BWR 炉心で $2.5x10^{25} n/m^2$ まで照射したスエリング・チュ ーブの IASCC 感受性評価試験において、P 濃度を下げることで IASCC 感受性も低下したことが 示されている[155]。Chungら[146]は、粒界での P 濃度の増加とともに IGSCC 破面率が減少す ることを示し、粒界での P の偏析が 304 ステンレス鋼の IASCC のメカニズムではないとした。このよ うに、P の添加については、有益、有害、あるいは影響無といった各種の報告がなされており、添加 の影響が明確に判断しにくい。それに対し、照射済 348 ステンレス鋼において、粒界での P の富化 量の増加に依存して Cr 欠乏量が増加するとの報告がある[147]。また、小若ら[73]は、未照射材 の塩化マグネシウム溶液中の U-bend 試験の結果から、P < 0.003 wt%かつ N < 0.08 wt%まで は SCC が起きず、P = 0.003~0.010 wt%では N 含有量に依存して悪影響を受け、P > 0.010 wt%では N 含有量にかかわらず割れを生じるようになることを報告している。これらは、P 添加の IASCC への及ぼす影響の度合いは、共存する他元素からの影響を受け、ひじょうに変動しやすく、 簡単には評価しにくいものであることを示唆するものである。

P は Si と同じくアンダーサイズ元素であるため、Ni-P の混合亜鈴型配列を取りやすく[56]、Si の場合と同様に、Ni が Pを引きずりながら移動することになるため、拡散速度が低下し[153]、点欠 陥をトラップすることにより材料内の点欠陥のフラックスを低下させているとみられる。このトラップ効 果により、空孔の濃度も低下するため、空孔と位置交換をしながら移動するオーバーサイズ元素の Cr の拡散速度も低下すると考えられる。HP304/P と HP304/Si では、照射硬化が同程度であり (Fig. 6.3 および Fig. 6.23 参照)、3.5x10²⁵ n/m² での転位ループの数密度も同程度と考えられる。 いいかえれば、HP304/P と HP304/Si で照射硬化が同程度ありがなら、IGSCC 破面率に明確な 差が示されている。これは、P と Si で耐食性において差があり、P 添加は多量でない限りは耐食性 を低下させなかったと考えられる。Fig. 6.14 に示すように、HP304/P の平行部が二次き裂の発生を伴っていることと一致するものである。

本研究において使用した HP304/Pは、Fe-Cr-Ni および目的とする添加元素を除く元素の含有量を極めて下げており、他元素のからの影響を受けにくいため、本研究における P の添加は IASCC 感受性を減少させるのに有効に作用したものと考えられる。そのため、P の添加量が 0.02%程度までならば、IASCC 感受性を下げるのに有効に作用し、それ以上の P 添加は、単独あ るいは他の元素との相互作用によって IASCC 感受性を増加させるとみられる。

6.3.5 Sの影響

HP304/S における応力-ひずみ曲線を 6.7x10²⁴ n/m²まで照射した場合[70,132,134]のデー タとともに Fig. 6.20 に示す。6.7x10²⁴ n/m²の照射量において、引張試験と SSRT による応力-ひずみ曲線を比較すると、SSRT での伸びが引張試験の 30%以下まで低下し、腐食環境での伸 びの低下が著しいことがわかる。照射量 6.7x10²⁴ n/m²と 3.5x10²⁵ n/m²の SSRT を比較すると、 伸びがさらに低下し、IGSCC 破面率が増加している(Fig. 6.23 参照)。Fig. 6.32 に S 量に対する IGSCC 破面率を文献値[57,68,70,98,132,134,138-143]とともに示す。 S の添加量が少量であっ ても、IGSCC 破面率は急速に増加し、高 S 量において高い IGSCC 破面率を示すことから、S の 添加は IASCC 感受性に対して有害と判断できる。

照射量 2.5x10²⁵ n/m²のスエリング・チューブの IASCC 感受性評価試験において、S の添加は IASCC 感受性を増加させると述べられている[155]。照射量が $3x10^{24}$ n/m²、 $9x10^{24}$ n/m² および $2x10^{25}$ n/m²と増加するに伴い、TGSCC 抵抗性あるいは IGSCC 抵抗性を示すしきい S 濃度が、 それぞれ 0.008wt%、0.004wt%および 0.002wt%と減少することを示し、S の有害な効果は Cr 量 が低く、Ni 量が高い場合に顕著になることが報告されている[139,145]。また、MnS をはじめとする 多くの硫化物が水溶性であり、軽水炉環境では炉水中に溶出してしまうことが知られている[146]。 Garner ら[158]は、ステンレス鋼中の MnS をオージェ電子分光分析し、中性子照射後に Mn が 減少し、Fe が増加していることから、中性子照射により 55Mn→56Mn→56Fe へと核変換することで S が水中に放出される機構も IASCC の一因であろうと推測している。このように S が存在すること で耐食性が低下する報告は、本研究と一致する傾向を示すものである。

Sはアンダーサイズ元素であることから、溶質原子と複合体を形成して、粒界に偏析・富化してお り、高温水と接触することで、SO42-等のイオンを形成して水中へ放出され、粒界での割れ発生・進 展を促進したとみられる。Fig. 6.1 の HP304/S と HP304 の応力-ひずみ挙動を比較すると、 HP304/Sは、HP304よりも伸びが小さく、降伏応力も小さい。けれども、Fig. 6.3の硬さを比較する とHP304/SとHP304 はほぼ同じであり、同程度まで照射硬化していたと判断できる。HP304/Sは RIS による粒界腐食の影響に加え、S の溶出による腐食効果が付加したことで粒界での割れが発 生しやすく、また発生後の進展も助長されやすいために、十分に伸びが生じる前にき裂が進展して 破断に至ったものと考えられる。また、破面観察結果を比較した場合、HP304/S のみ、試験片断 面の周囲が IGSCC、中央部が延性破面となっている(Fig. 6.7 参照)。 通常、3.5x10²⁵ n/m²程度 まで照射されたステンレス鋼においては、平行部の1あるいは2箇所程度からIGSCCが発生し、 内部に向かってIGSCCが進展することで試験片の断面積が減少し、負荷荷重を保持できなくなっ たときに、変形速度が上昇して延性の破壊形態となるのが一般的である。このとき、個々の試験片 の材質、ひずみ速度、環境条件等により、TGSCCを示して延性破壊となることもある。HP304/Sで は、試験片断面の周囲にドーナツ状に IGSCC を呈し、中央部が延性破面となっており、破断した 平行部側面も絞りやせん断的な 45°方向への破壊を伴っていないことから、試験片外周部から発 生した複数のき裂が進展と合体を繰り返しながら中央部へ向かって成長し、最終的に中央部の残 存面積では荷重を支えられずに破断に至ったものとみられる。そのような破壊過程を辿るためには、 粒界での耐食性が他の試料よりもかなり低下していなければならない。Fig. 6.13 における、き裂面 積の成長速度は、S を含む HP304/S および HP304/All において進展速度が最も高く、き裂が成 長しやすいことがわかる。

以上のことから、Sの添加は粒界での耐食性を低下させることによりIASCC感受性を増加させる 効果があるとみられる。また、照射量 3.5x10²⁵ n/m²においても、その効果は消失しなかった。

6.3.6 Tiの影響

照射量 6.7x10²⁴ n/m²の HP304/C/Ti の研究[70,132,133]において、IASCC 感受性(Fig. 6.24 参照)、照射硬化(Fig. 6.23 参照)および応力-ひずみ挙動(Fig. 6.17 および Fig. 6.21 参

照)が HP304/C のそれらとひじょうに類似しており、照射量 3.5x10²⁵ n/m² における HP304/C と HP304/C/Ti においても、応力-ひずみ挙動(Fig. 6.2 参照)および照射硬化の程度(Fig. 6.3 参 照)はほぼ同じであった。IGSCC 破面率のみ、HP304/C/Ti は HP304/C よりも大きな値となったが、 IGSCC+TGSCC の破面率で比べると同程度であった(Fig. 6.24 参照)。HP304/C も照射量の増 加にともなって IGSCC 破面率が増加しており、Ti のみの影響とは判断し難い。

照射量 6.7x10²⁴ n/m²においては、HP304/CとHP304/C/Tiの比較から、Tiの添加は IASCC 挙動へ特に影響を与えないとしている[70]。2.5x10²⁵ n/m² まで照射したスエリング・チューブの IASCC 感受性評価試験において、Ti 添加の影響が明瞭にみられなかったとされている[155]。 5.5dpaの陽子線照射において、304 および 316 合金への Ti 添加は、IASCC 感受性へ影響しな いとしている[148]。

これらのことから、照射量 3.5 x10²⁵ n/m² において、Ti の添加は IGSCC 感受性を増加させるものの、IASCC 挙動へ大きな影響を与えなかった。

6.4 結言

IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響を調べるために、中性子照射量 3.5x10²⁵ n/m² (E>1 MeV) まで照射した高純度 304 系および 316 系合金を用いて、DO=8ppm、561Kの高温水中で SSRT を行った。ベースとなる高純度 Fe-Cr-Ni 合金へ Si、P、S、C、Ti および Mo を単独あるい は複数を組合わせて添加した合金を製造し、中性子照射後、SSRT を行った。その結果から、明ら かとなった IASCC 感受性に及ぼす添加元素の影響を以下に記す。Fig. 6.33 に本試験における 結果と考察をまとめた模式図を示す。

- (1) Si の添加により、照射量 6.7x10²⁴ n/m²においてみられた転位ループの数密度の増加を抑え、 照射硬化を抑制する効果は、照射量 3.5x10²⁵ n/m² では認められなかった。ベース合金となる HP304 と同等の照射硬化および IASCC 感受性を示しており、照射量の増加に伴い転位ルー プの数密度も増加し、Si の照射硬化を抑制する効果が消失したとみられる。
- (2) C の添加により、照射硬化を助長する効果および IGSCC 破面を TGSCC 破面へ遷移させる 効果が認められた。これは、C 添加鋼が著しく照射硬化しているために結晶粒内での硬化速度 が結晶粒界での腐食速度を上回り、粒内での局所的な変形が生じて TGSCC へ遷移したものと 考えられる。
- (3) Moの添加により、照射量 6.7x10²⁴ n/m²においては、照射硬化および IASCC 感受性を抑制 する効果がみられたが、照射量 3.5x10²⁵ n/m²では十分な照射硬化と高い IASCC 感受性が示 され、Mo 添加の効果が認められなかった。中性子照射量の増加にともない、弾き出し損傷量も 増加し、転位ループの数密度も増加したために、照射硬化を抑制する Mo の効果が消失し、高 い IASCC 感受性を示したものと考えられる。
- (4) 照射量 3.5x10²⁵ n/m²の P 添加材において、照射硬化は認められたものの、IASCC 感受性 は照射量 6.7x10²⁴ n/m²の場合とほぼ同等であり、照射量の増加にともなうIASCC 感受性の増 加は認められなかった。ベースとなる合金が他の微量添加元素を含まず、添加量が 0.02%程度

までであれば、Pの添加は IASCC 感受性を減少させるものとみられる。

- (5) S の添加は、粒界での耐食性を低下させることにより、IASCC 感受性を増加させる効果がある とみられる。照射量 3.5x10²⁵ n/m² においても、その効果は消失しなかった。
- (6) Tiの添加は、IGSCC感受性を増加させるけれど、IASCC挙動へ大きな影響を与えなかった。

Alloy-ID	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)	Fracture elongation (%)	Fraction of IGSCC (%)	Fraction of TGSCC (%)
HP304	584	584	0.04	9.0	81.9	0
HP304/Si	704	710	0.11	7.0	91.2	0
HP304/P	634	654	0.06	9.9	14.9	0.4
HP304/S	540	540	0.09	4.6	85.6	0
HP304/C	837	860	0.44	4.5	31.0	38.4
HP304/C/Ti	780	850	0.43	5.8	62.3	10.1
HP304/All	656	718	0.88	2.8	59.5	0
HP316	613	622	0.52	6.7	67.0	17.9

Table 6.1 Results of SSRT after neutron irradiation to 3.5 x 10^{25} n/m² (E>1 MeV)



Fig. 6.1 Stress-strain curves in alloys without C in high purity alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²



Fig. 6.2 Stress-strain curves in alloys with C in high purity alloys irradiated to a neutron fluence of $3.5 \mathrm{x} 10^{25} \ \mathrm{n/m^2}$



Fig. 6.3 Hardness in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of $3.5 \mathrm{x} 10^{25} \ \mathrm{n/m^2}$



Fig. 6.4 Direct and SEM examinations of HP304 irradiated to a neutron fluence of 3.5 x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.5 Direct and SEM examinations of HP304/Si irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.6 Direct and SEM examinations of HP304/P irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.7 Direct and SEM examinations of HP304/S irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.8 Direct and SEM examinations of HP304/C irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)


Fig. 6.9 Direct and SEM examinations of HP304/C/Ti irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.10 Direct and SEM examinations of HP304/All irradiated to a neutron fluence of 3.5x10²⁵ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.11 Direct and SEM examinations of HP316 irradiated to a neutron fluence of 3.5 $x10^{25}$ n/m²: (a) direct observation, (b) whole fracture surface, (c) schematic drawing of (b), and (d) and (e) high magnification of (b)



Fig. 6.12 Fraction of SCC in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m²



Fig. 6.13 IGSCC and TGSCC area growth rate in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to a neutron fluence of 3.5×10^{25} n/m² as a function of hardness



Fig. 6.14 SEM examination of gage length in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7x10²⁴ n/m² and 3.5x10²⁵ n/m²: (a) HP304, (b) HP304/Si, (c) HP304/P, (d) HP304/S, (e) HP304/C, (f) HP304/C/Ti, (g) HP304/All, and (h) HP316



Fig. 6.15 Stress-strain curves in irradiated HP304[70,132]



Fig. 6.16 Stress-strain curves in irradiated HP304/Si[70,132]



Fig. 6.17 Stress-strain curves in irradiated HP304/C[70,132]



Fig. 6.18 Stress-strain curves in irradiated HP316[132,135]



Fig. 6.19 Stress-strain curves in irradiated HP304/P [70,132]



Fig. 6.20 Stress-strain curves in irradiated HP304/S[70,132]



Fig. 6.21 Stress-strain curves in irradiated HP304/C/Ti [70,132]



Fig. 6.22 Stress-strain curves in irradiated HP304/All[70,132]



Fig. 6.23 Yield strength in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7×10^{24} n/m² and 3.5×10^{25} n/m²[70,132-135]



Fig. 6.24 Fraction of SCC in high purity type 304 and 316 alloys irradiated to neutron fluences of 6.7x10²⁴ n/m² and 3.5x10²⁵ n/m²[70,132-135]



Fig. 6.25 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/Si alloys with literature data as a function of silicon concentration[57,68,70,98,132-135, 138-143]



Fig. 6.26 Comparison of total elongation in HP304 and HP304/Si alloys with literature data as a function of neutron fluence[57,70,132-135,138-140, 142]



Fig. 6.27 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/C alloys with literature data as a function of carbon concentration[57,68,70,98,132-135, 138-143]



Fig. 6.28 Comparison of fraction of TGSCC in HP304 and HP304/C alloys with literature data as a function of maximum stress[57,68,70,132-135,138,139, 142]



Fig. 6.29 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP316 alloys with literature data as a function of molybdenum concentration[70,98,134,135, 138-143]



Fig. 6.30 Comparison of total elongation in HP316 with literature data as a function of silicon concentration[70,98,134,135,138-143]



Fig. 6.31 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/P alloys with literature data as a function of silicon concentration[57,68,70,98,132,134, 138-143]



Fig. 6.32 Comparison of fraction of IGSCC in HP304 and HP304/S alloys with literature data as a function of sulfur concentration[57,68,70,98,132,134, 138-143]



Fig. 6.33 Summary of results and discussion of effects of minor additional elements on $$\rm IASCC$$

第7章 照射下における照射誘起応力腐食割れの発生および進展挙動の評価

7.1 緒言

HRPはHBWRを用いて燃料・材料の照射研究を実施しており、プラント寿命評価研究の一つとして、応力拡大係数(K値)、荷重負荷パターン、腐食電位、降伏応力および中性子フラックスのIASCC挙動へ及ぼす影響を評価するため、照射下でのIASCCのき裂発生およびき裂進展研究を行っている。本章では、HRPにおいて行った照射下のIASCCのき裂発生およびき裂進展試験の結果から、き裂発生に及ぼすIGSCC破面率と降伏応力の影響およびき裂進展に及ぼす応力拡大係数と降伏応力の影響について論ずる。

IASCC 挙動に関する試験は、主に試験研究炉で照射された材料あるいは実プラントにおい て使用された材料を試料とした照射後試験により行われている。照射後試験を実施する際には、 実プラント環境を極力模擬する必要がある。実プラント環境としては、大別して放射線照射環境 および腐食環境(高温高圧水)がある。放射線照射環境は、中性子、y線、その他の核分裂反 応に伴う荷電粒子等の放射線照射による材料への直接的な影響と周囲の水が放射線分解反 応によって生じる過酸化水素、各種ラジカルによる腐食影響とがある。高温高圧水環境に過酸 化水素添加による腐食環境模擬[118,159]あるいはy線照射による放射線照射環境模擬を併 用することは報告されている[160-163]が、実験室規模ですべての環境を同時に模擬すること は困難である。特に、中性子照射環境下では、オンタイムで材料中に弾き出し損傷が生じてい る状況であり、そのような環境下で荷重(応力)を負荷する試験は、照射後試験とは異なる構造 および特性変化を誘導することが懸念される上、放射線分解により生じた化学種により照射後 試験とは異なる酸化反応が起こり、結果的に照射後試験と実プラント環境での IASCC 挙動が 異なることが懸念される。これらのことから、中性子照射下での材料の試験は、実プラントの運転 中の炉内での環境を最も良く模擬しており、炉内構造材料の IASCC の発生および進展挙動 の理解のために重要な試験の一つと考えられる。

7.2 照射下き裂発生試験[87]

7.2.1 照射下き裂発生試験結果

Table 7.1 にき裂発生試験から得られた試験片破断のまとめを示す。2002 年の5 月からの 試験開始以降、計5 個の破断信号が検出されたが、うち4 個は 6000 時間を超える長いもので あった。破断した試験片は、全て試験用キャプセルの低フラックス領域に配置したものであった。 検出した LVDT 信号および負荷した応力レベルの例として、No. 24 試験片の場合を Fig. 7.1 に示す。Fig. 7.1(a)に試験開始から 6500 時間までのものを、Fig. 7.1(b)に試験片が破断する 直前に負荷した荷重(降伏応力比、本試料の降伏応力は 718MPa)と LVDT 信号の変化の詳 細を、それぞれ示す。降伏応力比 57%の荷重で試験開始後、約 450 時間で降伏応力比 76% へ荷重を増加したが、破断が生じなかった。約 4500 時間の時点で R = 0.7 の繰り返し荷重に 変更し、約 1000 時間保持したが破断しなかった。さらに約 6000 時間を経過した時点で荷重を 降伏応力比 83%へ増加させた場合、荷重変更から50 時間後に試験片の破断が生じた。破断 直前の LVDT 信号を詳細に調べると、最後の荷重変更後の 50 時間に LVDT 信号が徐々に 増加しているのが検出された。

破断した試験片を照射下試験キャプセルから取り外し、破面の SEM 観察を実施した。No. 24 試験片の SEM 観察の結果を一例として Fig. 7.2 に示す。Fig. 7.2(d)中の B の位置よりき 裂が発生し、内部へ進展したとみられる。最も進展している部位で B の位置より約 250 µ m であ った。破断した試験片全ての破面は、No.24 試験片と同様に 12~38%の IGSCC 破面と延性 破面を示した。降伏応力比 83%に増加後、LVDT 信号が徐々に増加していくこと(Fig. 7.1(a) 参照)および SEM 観察の結果から、負荷応力の最後の増加時点にき裂が発生し、その後 50 時間にき裂が進展したと考えられる。き裂の進展が進み、試験片の残存する断面積では負荷 荷重に耐えられなくなった時点で、試験片は急速に変形し、延性破壊を示して破断に至ったと みられる。

7.2.2 き裂発生に及ぼす IGSCC 破面率と降伏応力比の影響

破断前に試験片に負荷された降伏応力比を文献値[120]とともに Fig. 7.3 に示す。照射下 試験において試験片に負荷した降伏応力比は、炉外試験での試験片に負荷した荷重よりも高 かったが、両方の試験における破断までの時間の範囲は類似していた。Fig. 7.4 に IGSCC 破 面率に及ぼす破断までの時間の影響を示す。破断までの時間の増加とともに IGSCC 破面率 が増加する傾向がみられる。Katsuraら[120]の試験では、本試験よりも高い IGSCC 破面率を 示しているが、彼らの試験片は断面形状が円弧状であり、円形の断面積を有する本試験片より も試験片平行部のコーナー部において、き裂を発生させるための環境因子が強く作用したため と考えられる。降伏応力比に対する IGSCC 破面率の関係を Fig. 7.5 に示す。 IGSCC 破面率 は、降伏応力比の増加とともに減少している。本試験においては、き裂発生ために段階的に荷 重を増加させており、降伏応力比 78%以上の場合において試験片の破断が発生した。Hide ら[130]は、照射済冷間加工 304 ステンレス鋼の SSRT 試験において、試験片自身の高い硬さ (降伏応力: 936 MPa)のために局所的な変形を示し、固溶体化 304 ステンレス鋼よりも低い IGSCC 破面率を示したことを報告した。硬化した材料において、き裂が発生した場合、その変 形と応力は、き裂が発生した領域に局在化することになる。反面、試験片の残存断面積は、き 裂進展とともに減少し、相対的に増加した応力を長時間支持することが困難となる。そのため、 高い応力を負荷された試験片は、IGSCC の発生後、比較的短時間で延性破壊へと遷移し、 低い IGSCC 破面率を示したと考えられる。

7.3 照射下き裂進展試験[87]

7.3.1 照射下き裂進展試験結果

DCPD法により測定されたき裂長さと応力拡大係数の例として、照射済 304Lステンレス鋼に おける BWR および PWR 模擬環境下での測定結果を Fig. 7.6 に示す。両方の環境において、 100 時間を超える時間で安定したき裂成長を認めた。このときのき裂進展速度は、BWR 環境 下では、K = 10~13 MPa \sqrt{m} の定荷重と繰り返し荷重で 2.46x10⁻⁸ ~2.14x10⁻⁶mm/s を、 PWR 環境下では、K = 15~18 MPa√mの定荷重で2.5x10⁻⁸ ~1.05x10⁻⁶mm/sを記録した。

7.3.2 き裂進展速度に及ぼす応力拡大係数と降伏応力の影響

照射下で得られたき裂進展速度を NUREG-0313 曲線 [164] とともに Fig. 7.7 に示す。 NUREG-0313 曲線は、熱鋭敏化した 304 ステンレス鋼の高 DO 環境下でのき裂進展速度を 示すものである。BWR 環境下での試験は、DO = ~5 ppm 添加していることから、PWR 環境 よりも環境影響が顕著に出るために、き裂進展速度が高いものとなっている。Andresen ら [124,150,165]は、冷間加工したステンレス鋼におけるき裂進展速度が K²~K^{2.5}の範囲内で K 値依存性があることを示しており、本試験において求められた BWR 環境下でのデータは、それ と一致している。一方、PWR 環境下でのデータにおいては、K 値に対する傾向が認められなか った。Fig. 7.8 にき裂進展速度に及ぼす降伏応力の影響を文献値[150,165-168]とともに示 す。BWR および PWR 環境において、き裂進展速度が降伏応力とともに増加する傾向が認め られる。これは照射量の増加に伴い、照射硬化および粒界での照射誘起偏析の変化量も増加 するため、それらの複合した効果が影響していると推測される。文献値はいずれも、未照射の熱 鋭敏化材、冷間加工材、中性子照射材のものであるが、中性子照射下での本試験のデータは、 それらから大きく外れることもなく、妥当な傾向であるといえる。このことから、オンタイムでの中性 子照射がき裂進展に及ぼす影響は小さいとみられる。

7.4 結言

HRPのプラント寿命評価研究の一つとして、K値、荷重負荷パターン、腐食電位、降伏応力 および中性子フラックスのIASCC挙動へ及ぼす影響を評価するため、照射下でのIASCCのき 裂発生およびき裂進展研究を行った。中性子照射量 8.0x10²⁵ n/m² (E > 1MeV)の304Lス テンレス鋼を用いて、照射下でのき裂発生試験を行った。中性子照射量 9.0x10²⁴~1.2x10²⁶ n/m² (E>1MeV)のステンレス鋼を用いて、BWRおよびPWR環境を模擬した照射下でのき裂 進展試験を行った。これらの結果から明らかになった IASCC のき裂発生および進展挙動を以 下にまとめる。Fig. 7.9 に中性子照射下でのき裂発生および進展試験に関するまとめを示す。

- (1) 照射済 304L ステンレス鋼での照射下き裂発生試験において、き裂発生を LVDT 信号の 変化として検出している。2002 年 5 月の試験開始以降、試験片の破断を示す 5 つの信号 変化が検出された。破断直前に試験片に負荷されていた降伏応力に対する比率は 78 ~93%であった。いずれの試験片もIGSCC破面と延性破面を示し、そのIGSCC破面率 は12~38%であった。試験開始から破断までの時間の増加とともにIGSCC破面率は増加 した。負荷する降伏応力比の増加とともにIGSCC 破面率は減少した。
- (2) 照射済ステンレス鋼の照射下き裂進展速度を DCPD 法により、BWR および PWR 模擬環 境下で測定した。BWR 模擬環境下でのき裂進展速度は、K 値とともに増加する K 値依存 性を示した。BWR および PWR 模擬環境下では、材料の降伏応力とともにき裂進展速度が 増加する傾向を示した。

	Total time to	Ratio of yield	Time to failure		
Specimen	failure from	strength applied	after the final	Fraction of	Reduction
ID	test start	to the specimens	increasing in	IGSCC (%)	in are (%)
	(hrs)	prior to failure (%)	stress (hrs)		
27	1102	From 70 to 78	(1102)	37.8	40.3
24	6070	From 77 to 83	50	12.4	50.2
22	9633	From 83 to 92	87	16.2	28.5
30	9692	From 84 to 93	146	18.5	48.1
29	10098	From 84 to 93	552	21.6	45.8

Table 7.1 Summary of failed specimens in the crack initiation study



Fig. 7.1 Example of LVDT signals detected in specimen failure: (a) time to failure from test start and (b) detail of failure detection



Fig. 7.2 An example of SEM examination of specimens failed in the crack initiation study: (a) failed gage length, (b) whole fracture surface, (c) schematic illustration of (b), and (d) high magnification of IGSCC



Fig. 7.3 Comparison of ratio of yield strength with literature data as a function of time to failure[120]



Fig. 7.4 Comparison of fraction of IGSCC with literature data as a function of time to failure [120]



Fig. 7.5 Comparison of fraction of IGSCC with literature data as a function of ratio of yield strength[120]



Fig. 7.6 Examples of the crack growth rates measured on type 304L SS irradiated to 9.0x10²⁵ n/m² (E>1MeV): (a) crack growth data recorded under simulated BWR and (b) PWR environments



Fig. 7.7 Crack growth rates measured on irradiated materials in simulated BWR (with ~6 ppm O₂ at 280°C) and PWR (with 2-3 ppm Li and 1000-1200 ppm B at 335°C) environments compared with NUREG-0313 curve[165]



Fig. 7.8 Comparison of crack growth rates with literature data as a function of yield strength: (a) data obtained in simulated BWR (high DO PWR environments concentration) and (b) (low DO and DH concentration) [150,165-168]





Fig. 7.9 Summary of results and discussion crack of initiation and crack growth studies performed in the HBWR

第8章 総括

IASCCは、高温高圧水といった腐食環境中で、中性子やγ線などの放射線と溶接による残 留応力が材料に重畳して作用することで生じる劣化現象の一つである。冷却材として水を使用 した原子力環境におけるステンレス鋼のSCC特性およびIASCC特性に及ぼす各種の影響を明 らかにすることは、工学的にはもとより学術的にも重要な意義を有し、軽水炉をはじめとする原子 カシステムの安全性および信頼性向上の観点から重要である。本研究では、材料因子が IASCCの発生・進展に及ぼす影響およびIASCC感受性に及ぼす影響に特に重点を置いて、 以下の項目を評価することを目的としてオーステナイトステンレス鋼を供試材とした高温水中で のSCC試験を実施した。

i) 低炭素ステンレス鋼のSCC特性へ及ぼすHIP処理の影響

ii) 照射済ステンレス鋼におけるIASCCのin-situ観察によるき裂発生・進展挙動

iii) 照射済ステンレス鋼におけるIASCC感受性へ及ぼす添加元素の影響

iv) 中性子照射下でのステンレス鋼におけるIASCCのき裂発生および進展挙動

実験の結果、照射材のSSRTにおけるき裂発生・進展挙動、IASCC感受性へ及ぼす添加元素の影響、中性子照射下試験でのき裂発生に及ぼす荷重の影響とき裂進展速度に及ぼす応力拡大係数の影響等に関する知見を得た。本論文の内容を以下に要約する。

第1章では、本研究の背景、目的と意義、構成と概要について述べた。

第2章では、本研究の試験方法について、供試材、照射試験、照射後試験および照射下 試験に関してまとめて述べた。

第3章では、HIP処理により製造された316L(N)-IGステンレス鋼の接合部の健全性および SCC 感受性に及ぼす HIP 処理の影響について検討した結果をとりまとめた。高温真空中での 引張試験の結果から、HIP 接合材の引張特性はベース鋼と同等であることが示された。高温水 中での SSRT の結果から、HIP 接合材には SCC 感受性が認められないこと、および鋭敏化熱 処理を行った HIP 接合材ではわずかに TGSCC 感受性が認められたが、HIP 界面での TGSCC の発生は認められなかった。HIP 接合は 316L(N)-IG ステンレス鋼の SCC 感受性を 増加させず、接合健全性を低下させないことを確認した。

第4章では、原子力機構のホット試験施設内に設置した遠隔操作型のSSRT装置の機能と、 in-situ 観察の確認試験として、高温水中で行った引張試験についてとりまとめた。SSRT装置 には、照射後試験を安全かつ高精度で効率よく行い、長い試験時間において安定してデータ が取得可能であるとともに、ホットセル内での遠隔作業に適合するように多くの工夫を施した。未 照射材の561Kでの引張試験において、in-situ 観察を行い、試験片の変形から破断に至るま での過程を観察可能であることを確認した。

第5章では、中性子照射済ステンレス鋼のIASCCのSSRTにおけるき裂発生・進展挙動に ついて検討した結果をとりまとめた。in-situ観察からSSRTにおけるき裂発生は最大応力の98 ~99%程度であること、き裂の発生数は1または2本であったこと、IASCC感受性を有する固 溶化熱処理材では全面粒界型(IG)SCC、熱鋭敏化材ではIGSCCとTGSCCの混在した破 面、冷間加工材ではIGSCCからTGSCCへ、TGSCCから延性破面へ破壊形態が遷移する こと、試験片の残存断面積、荷重、発生するひずみ量がバランスを保ちながら、TG割れと延性 破壊が相互に進展すること、き裂進展時には、いずれの試料も進展速度の増加と減少を交互 に繰り返しながら進展することを示した。

第6章では、高純度304系合金でのIASCCにおける微量添加元素の影響について検討した結果をとりまとめた。中性子照射量の増加とともに、降伏応力およびIGSCC破面率は増加すること、照射硬化を抑制するSiとMoの効果が3.5x10²⁵n/m²では消失したこと、C添加合金では全試料中最も高い照射硬化を示し、IGSCCがTGSCCへ遷移すること、Pの添加は他の微量添加元素が含有されておらず0.02%程度までの添加量であればIGSCC破面率を減少させること、Sの添加は粒界での耐食性を低下させIASCC感受性を増加させること、Tiの添加はIASCC感受性に大きな影響を及ぼさないことを示した。

第7章では、照射下でのIASCCのき裂発生に及ぼす荷重の影響とき裂進展速度に及ぼす 応力拡大係数および降伏応力の影響について検討した結果をとりまとめた。き裂発生試験の 結果から、破断直前に試験片に負荷されていた降伏応力に対する比率は78~93%であるこ と、破断後のIGSCC破面率は12~38%であること、負荷する降伏応力比の増加とともに IGSCC破面率は減少することを示した。BWRおよびPWR模擬環境下でのき裂進展試験の結 果から、き裂進展速度は応力拡大係数とともに増加する応力拡大係数依存性を示すこと、材 料の降伏応力とともに増加する傾向を示した。

以上のように、本論文ではSCC特性へ及ぼすHIP処理の影響、IASCCのin-situ観察によるき裂発生・進展挙動、IASCC感受性へ及ぼす添加元素の影響、中性子照射下でのIASCCのき裂発生および進展挙動の評価を通して、原子力環境のオーステナイトステンレス鋼のIASCC挙動に関して、材料因子が及ぼす影響の観点から考察を行った。

IASCCとは、高い量の中性子照射により材料がミクロ組織や機械的特性を変化させ、溶接 等の残留引張応力の影響を受けて、高温高圧水中で粒界型のSCCを生じる現象である。2~ 5x10²⁴ n/m² (E > 1MeV)のしきい照射量を越すと発生し、照射量とともにIASCC感受性が増 加するけれども、高温高圧水中のDO濃度を低下させる等の酸化種を低減させることでIASCC 感受性も低下することが解明されている。しかしながら、IASCCは、中性子照射による弾き出し 損傷による照射硬化、粒界でのCr欠乏等に大きく影響を受けて発生するところから、中性子が 照射される原子力環境においては、その発生を完全に防ぐことは不可能であると思われる。特 に今後、実プラントの高経年化が進む中で各部位への累積照射量は増加することになる。 IASCCの発生を防ぐことは不可能であっても、IASCCの発生を遅らせることは可能であると考 えられる。本研究での結果を元に発生を遅らせるならば、IASCCの発生には高い応力が必要 であることから、冷間加工により材料自体の最大応力を増加させることが考えられる。けれども、 BWRの炉心シュラウド等で発生した加工硬化によるSCCが発生する可能性が高まるため、硬 化させることは有効ではない。Cの添加による硬化は溶接熱影響によるCr欠乏層を生じてSCC を発生させることになるが、溶接を伴わない部位であれば、オーステナイトを安定化させ、 IASCC発生を遅らせるのに有効となるであろう。ただし、材料の硬化は、き裂発生の抑制に有 効であり、一旦、き裂が発生してしまうとその後の進展速度は高いという危険性を含むものであ る。他の元素を添加においては、SiとMoが照射硬化を遅らせる効果を有するけれど、照射量 1x10²⁵ n/m²を越した後の伸びの低下率がMoの方が緩やかであり、Moは耐食性も良好とされ ていることからMoを添加すればよいと考える。Pの添加は0.02%未満に抑え、かつ他元素の混 入をふせがなければならない。Sの添加量は極力低減させる必要がある。このように考えると、現 在、炉心シュラウド等に多く使用されている304Lあるいは316Lは、現時点で優良な耐SCCおよ び耐IASCC材料であるといえる。

材料における対策以外にも、第1章で述べた腐食環境緩和対策、応力緩和対策を組み合わ せることで、いっそうIASCCの発生を抑制できるであろう。しかしながら、近年、304Lあるいは 316Lを使用していたBWRの炉心シュラウド等において、材料表面の加工硬化によりTGSCC が発生し、IGSCCとして進展する事象が起きている。き裂が発生した後の対策として、工学的な 見地から構造材料の健全性評価あるいは取替えの時期の指標としてき裂進展速度の拡充が 図られている。中性子照射を受けた部位のデータ拡充のためには、試料が照射材であることが 望ましいが、材料そのものが放射化しており強い誘導放射線を放出するため、遮蔽設備、取り 扱いの問題等の多くの制約がある。さらに、き裂進展速度測定の手法が規格化されていないこ ともあり、測定の詳細については各機関で統一が図られておらず、早期の規格化が望まれる。き 裂発生試験においても、炉内での荷重負荷状態に最も近いUCL方式のき裂発生試験におい ては、試験片を小型化し、破断をき裂発生として検知する手法がとられているが、良好な結果が 得られていない。このため、効率的かつ実プラント評価に反映しやすい発生試験法の開発が望 まれる。

照射後試験と照射下環境である実プラントでのき裂進展挙動が異なることが懸念されてい る。そのため、HBWRをはじめ、JMTRにおいても照射下試験が実施されているが、各々の照射 環境が異なる上、試験数が少ないのが現状である。JMTRにおいては、老朽化に伴い、現在改 修中であり、2011年の再起動が予定されている。再起動後は照射下でのき裂発生及びき裂進 展試験が計画されている。JMTRは照射後試験施設を併設しており、同一の試験研究炉で照 射した材料を試料として、照射後試験と照射下試験を行うことができ、炉特性に基づく相違を 極力低減可能である。このような照射環境をはじめとして、材料特性、荷重履歴等のIASCC挙 動に及ぼす影響を低減させるとともに、照射後試験と照射下試験のデータを比較検討し、本質 的なIASCC挙動およびその機構を解明することとともに予防手法の開発が期待される。

謝 辞

本論文をまとめるにあたり、この研究を実施した約8年間における試験装置の設計・開発、照 射済試験片の入手・輸送、照射後試験の実施、試験結果の解析評価等において、たいへん 多くの方々のご支援を賜ったことに改めて感謝の意を深くしました。

筆者が茨城大学工学部金属工学科および大学院工学研究科において、学部および修士 課程をはじめとし、学位論文のご検討をいただきました恩師、友田陽教授に深く感謝いたしま す。本論文の審査にあたり、数多くのご助言をいただきました、茨城大学大学院の市村稔教 授、神永文人教授、鈴木徹也教授並びに高橋東之教授に厚く感謝いたします。

学位論文の作成にあたり常に叱咤激励し続けていただいた元日本原子力研究所材料研究 部長、勝田博司博士に深く感謝いたします。

OECD Halden Reactor Projectへ出向中において、たいへんお世話になりました、皆川洋 治氏、N-W. Høgberg氏、P. Bennett氏、C. Helsengreen氏をはじめとするスタッフの皆様に 感謝いたします。特に、W. Wiesenack博士およびT. M. Karlsen氏には、照射下IASCC試 験に関するICONE15への発表並びに本論文への使用許可およびご助言をいただき、心より感 謝いたします。HRP在籍中にご支援を賜りました、京都大学の石井裕剛博士、三菱重工(株) の村上望氏および宇野佳和氏に厚く感謝いたします。また、HRPへの出向のためにご尽力い ただきました安全研究センター原子炉施設安全評価研究ユニット長の更田豊志博士、高度化 軽水炉燃材料研究グループリーダー中村武彦博士、中村仁一博士、永瀬文久博士、杉山智 之博士に深く感謝いたします。

照射済試験片の譲渡および論文作成のご助言を賜りました(財)電力中央研究所の秀耕一 郎博士に厚く感謝いたします。

原子力科学研究所ホット材料試験課の歴代の課長、すなわち、伊藤忠春氏、木崎實氏、喜 多川勇氏とともに、計画調整等にご努力いただきました糸永文雄氏、市瀬健一氏に感謝いたし ます。照射後試験にご尽力いただきました高野利夫氏、沼田正美氏、宇佐美浩二氏、桜庭直 敏氏、遠藤慎也氏、大内朝男氏、飛田善一氏、臼庭直利氏、飯泉成浩氏に対して謝意を表し ます。大洗研究開発センターホットラボ管理課の歴代課長である、斎藤順市氏、清水道雄氏、 中川哲也氏、ならびに計画調整等にご配慮をいただいた三村英明氏、近江正男氏、米川実 氏に感謝いたします。照射後試験を精力的に実施していただきました岩松重美氏、高田文樹 氏、相沢静雄氏、田口剛俊氏、加藤佳明氏、柴田晃氏、山本敏雄氏、寺門宙氏、渡邊直樹 氏に御礼申し上げます。

SSRT装置の作製にあたっては、たいへんお世話になりました東伸工業(株)の小泉剛氏、中安則次氏、米山隆久氏に謝意を表します。

本論文の作成にあたりご支援を賜りましたナノ材料創製研究グループの田口富嗣博士に深く感謝いたします。

入所以来励ましていただきました原子力基礎工学研究部門長の小川徹博士および燃料・材料工学ユニット長の湊和生博士に厚く感謝いたします。多くのご助言をいただきました旧・エネ ルギーシステム研究部研究主幹の中島甫氏に感謝いたします。

個々の研究を遂行するにあたり惜しみないご協力とご助言をいただきました腐食損傷機構研 究グループリーダー塚田隆博士、原子力材料設計評価研究グループリーダー加治芳行博士、 三輪幸夫博士、宇賀地弘和博士、根本義之博士、近藤啓悦博士、佐藤智徳博士、都留智仁 博士、北智士氏並びに防食材料技術開発グループリーダー山本正弘博士、上野文義博士、 加藤千明博士、中原由紀夫博士、次世代再処理材料開発特別グループの井岡郁夫博士に 厚く御礼申し上げます。各種の実験技術をご指導いただいた菊地正彦氏に深く感謝いたしま す。
参考文献

第1章

- [1] 平成18年版 原子力白書, 原子力委員会 (2006) p.5-17.
- [2] 原子力がひらく世紀, 財団法人日本原子力学会編 (2004) p.36-52.
- [3] 平成 17 年度エネルギーに関する年次報告(エネルギー白書 2006), 資源エネルギー庁 (2006) p.151-152.
- [4] エネルギー基本計画 (2003) p.9.
- [5] 原子力政策大綱,原子力委員会 (2005) p.32.
- [6] 新・国家エネルギー戦略,経済産業省 (2006) p.44-48.
- [7] 高経年化に関する基本的な考え方, 資源エネルギー庁 (1996).
- [8] 実用発電用原子炉施設における高経年化対策の充実について,原子力安全・保安院 (2005).
- [9] Final Report of the ITER Engineering Design Activities, the ITER Council, p.9.
- [10] ITER, Plant Description Document, p.5-16.
- [11] ITER-EDA, Final Design Report, Materials Assessment Report, 1.1-1.3 (1999) p.32.
- [12] 原子炉水化学ハンドブック,日本原子力学会 (2000) p.111-195.
- [13] 原子力がひらく世紀, 財団法人日本原子力学会編 (2004) p.153-154.
- [14] 講座·現代の金属学 材料編 8 原子力材料,(社)日本金属学会 (1989) p.22.
- [15] 近藤達男, "原子力工業における事例と対策 一軽水炉一", 金属材料, Vol.13, No.11 (1973) p.61-66.
- [16] J. P. Higgins, Nuclear News, Vol. 11 (1968) p.37-43.
- [17] 二見常夫, "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)",保全学, Vol.4, No.4 (2006) p.29-34.
- [18] 内田俊介, "ステンレス鋼の応力腐食割れ", 非破壊検査, 第 52 巻, 第 5 号 (2003)
 p.240-245.
- [19] 応力腐食割れ(SCC)に関する現在までの知見の総括,第45回原子力安全委員会資料第3号,原子力安全・保安院,独立行政法人原子力安全基盤機構 (2006).
- [20] ステンレス鋼便覧-第3版-, ステンレス協会 (1995) p.554-567.
- [21] 三木 実,浜田邦雄,伊藤久雄,佐々木良一,北村一郎,"原子力用ステンレス鋼配 管の耐食性向上",日立評論,Vol.60,No.2 (1978) p.13-18.
- [22] 山本道好, "沸騰水型原子炉における応力腐食割れ現象とその対策", 金属, Vol.73, No.8 (2003) p.731-734.
- [23] 榎本邦夫,平野克彦,望月正人,黒沢孝一,斎藤英世,林 英策,"ウォータージェットピーニングによる材料表面の残留応力改善効果の検討",材料,vol.45,No.7 (1996)
 p.734-739.

- [24] 伊東 肇,宮口仁一,田口耕世,今野隆博,"保全の体系化について(第2回)-原子 力発電所の保全技術-",フォーラム保全学, Vol.1, No.2, (2002) p.22-26.
- [25] 田中賢彰, 伊東 敬, 山本哲夫, 森 敦史, 牧野吉延, "BWR 型炉心シュラウドの補 修および予防保全工法", 保全学, Vol.3, No.3 (2004) p.38-44.
- [26] 山下裕宣, 岡村祐一, 安川 宏, 水谷 淳, 二見常夫, "BWR プラントにおける SCC 対策の実機適用と評価", 保全学, Vol.3, No.3 (2004) p.45-50.
- [27] 大城戸忍, 波東久光, 斎藤 昇, "ピーニング処理によるステンレス鋼の SCC 発生・進展の抑制", 金属, Vol.77, No.10 (2007) p.1077-1081.
- [28] 佐藤輝朗,米倉和義,本郷 智,林 章二,斉藤英世,"原子炉再循環系配管の SCC に対する補修・保全技術の紹介",保全学, Vol.3, No.3 (2004) p.34-37.
- [29] 実務テキストシリーズ No.1, 軽水炉発電所のあらまし, 財団法人原子力安全研究協会 (1992) p.225.
- [30] 炉心シュラウド及び再循環系配管のひび割れに関する検討の背景,総合資源エネルギー調査会原子力安全・保安部会原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会第1回配布資料,資料1-3,原子力安全・保安院(2002).
- [31] 応力腐食割れの概要,総合資源エネルギー調査会原子力安全・保安部会原子力発 電設備の健全性評価等に関する小委員会第1回配布資料,資料1-5(2002).
- [32] 炉心シュラウドの点検について,総合資源エネルギー調査会原子力安全・保安部会原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会第1回配布資料,資料1-6(2002).
- [33] 再循環系配管の点検について,総合資源エネルギー調査会原子力安全・保安部会原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会第1回配布資料,資料1-7(2002).
- [34] 鈴木俊一,熊谷克彦,岡村祐一,福田俊彦,山下裕宣,山下理道,"維持基準を適 用した炉心シュラウドの SCC 損傷評価",保全学, Vol.3, No.2 (2004) p.59-64.
- [35] 鈴木俊一,熊谷克彦,設楽親,水谷 淳,坂下彰浩,徳間英昭,山下裕宣,"原子炉 再循環系配管の SCC 損傷評価",保全学, Vol.3, No.2 (2004) p.65-70.
- [36] Y. Okamura, A. Sakashita, T. Fukuda, H. Yamashita, T. Futami, "Latest SCC Issues of Core Shroud and Recirculation Piping in Japanese BWRs", Transactions of the 17th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, WG01-1 (2003).
- [37] 二見常夫, "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(3)",保全学, Vol.5, No.1 (2006) p.51-56.
- [38] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム,「柏崎刈羽原子力発電所 3 号機シュラウドサンプル(K3-H7a)に関する調査報告書(受託研究)」, JAERI-Tech 2004-002,日本原子力研究所 (2004).
- [39] 女川1号機再循環系配管サンプル調査実施チーム,「女川原子力発電所再循環系配 管サンプル(O1-PLR)に関する調査報告書(受託研究)」, JAERI-Tech 2004-003, 日 本原子力研究所 (2004).
- [40] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム,「福島第一原子力発電所 4 号機シュラ

ウドサンプル(1F4-H4)に関する調査報告書(受託研究)」, JAERI-Tech 2004-004, 日本原子力研究所 (2004).

- [41] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム、「柏崎刈羽原子力発電所 1 号機シュラ ウドサンプル(K1-H4)に関する調査報告書(受託研究)」、JAERI-Tech 2004-011、日 本原子力研究所 (2004).
- [42] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム、「女川原子力発電所1号機シュラウドサンプル(O1-H2)に関する調査報告書(受託調査)」、JAERI-Tech 2004-012、日本原子力研究所(2004).
- [43] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム,「福島第二原子力発電所2号機シュラウドサンプル(2F2-H3)に関する調査報告書(受託研究)」, JAERI-Tech 2004-015, 日本原子力研究所(2004).
- [44] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム,「福島第二原子力発電所3号機シュラウドサンプル(2F3-H6a)に関する調査報告書(受託調査)」, JAERI-Tech 2004-044, 日本原子力研究所(2004).
- [45] シュラウド・再循環系配管サンプル調査チーム,「柏崎刈羽原子力発電所 1 号機再循環系配管サンプル(K1-PLR)に関する調査報告書(受託調査)」, JAERI-Tech 2004-049,日本原子力研究所(2004).
- [46] 高守謙郎, 鈴木俊一, 熊谷克彦, "高温水中における低炭素ステンレス鋼の SCC の発 生と進展", 保全学, Vol.3, No.2 (2004) p.52-58.
- [47] 二見常夫,"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(4)",保全学, Vol.5, No.3 (2006) p.21-27.
- [48] 「発電用原子力設備規格 維持規格」, 2002 年改定版, JSME S NA1-2002, 社団 法人日本機械学会 (2002).
- [49] 鹿島光一, "原子力維持規格の概要", 保全学, Vol.4, No.3 (2005) p.11-16.
- [50] 原子力がひらく世紀, 財団法人日本原子力学会編 (2004) p.197-198.
- [51] G. S. Was, P. L. Andresen, "Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloys in Aggressive Nuclear reactor Core Environments", Corrosion, Vol.63, No.1 (2007) p.19-45.
- [52] P. Scott, "A Review of Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking", J. Nucl. Mater., 211 (1994) p.101-122.
- [53] 福谷耕司, "照射誘起応力腐食割れ(IASCC)の機構研究の現状", 金属, Vol.73, No.8 (2003) p.754-759.
- [54] 沸騰水型原子力発電所のハフニウム板型制御棒のひび等に関する調査報告書,原子 力安全・保安院 (2006).
- [55] S. Suzuki, K. Saito, M. Kodama, S. Shima, T. Saito, "Evaluation of Irradiation Assisted Degradation to BWR Reactor Internal Components", Proc. 11th Structural Mechanics in Reactor Technology, ed. H. Shibata, Atomic Energy Society of Japan (1991) p.321-326.

- [56] 高橋平七郎,竹山太郎, "照射誘起偏析と材料特性への影響", 日本原子力学会誌, Vol.27, No.6 (1985) p.507-514.
- [57] M. Kodama, R. Katsura, J. Morisawa, S. Nishimura, S. Suzuki, K. Asano, K. Fukuya, K. Nakata, "IASCC Susceptibility of Austenitic Stainless Steels Irradiated to High Neutron Fluence", Proc. 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors, Eds. R. E. Gold and E. P. Simonen, TMS, Warrendale, PA (1993) p. 583-589.
- [58] E. P. Simonen, S. M. Bruemmer, "Thermally Induced Grain Boundary Composition and Effects on Radiation-Induced Segregation", Proc. 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Eds. R. E. Gold and E. P. Simonen, TMS, Warrendale, PA (1997) p.751-757.
- [59] S. M. Bruemmer, E. P. Simonen, P. M. Scott, P. L. Andresen, G. S. Was, J. L. Nelson, "Radiation-Induced Material Changes and Susceptibility to Intergranular Failure of Light-Water-Reactor Core Internals", J. Nucl. Mater., 274, (1999) p.299-314.
- [60] Y. Ishiyama, K. Nakata, M. Obata, H. Anzai, S. Tanaka, T. Tsukada, K. Asano, "Stress Relaxation Caused by Neutron-Irradiation at 561 K in Austenitic Stainless Steels", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems (2003) p.920-929.
- [61] Y. Kaji, Y. Miwa, T. Tsukada, M. Kikuchi, S. Kita, M. Yonekawa, J. Nakano, H. Tsuji and H. Nakajima, "Evaluation of In-pile and Out-of-pile Stress Relaxation in 316L Stainless Steel under Uniaxial Loading", J. Nucl. Mater., 307-311 (2002) 331-334.
- [62] K. Fukuya, K. Fujii, M. Nakano, N. Nakajima, M. Kodama, "Stress Corrosion Cracking on Cold-Worked 316 Stainless Steels Irradiated to High Fluence", Proc. 10th, Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, NACE, (2002).
- [63] M. Kodama, R. Katsura, J. Morisawa, S. Nishimura, S. Suzuki, K. Takamori, S. Shima, T. Kato, "IASCC Susceptibility of Irradiated Austenitic Stainless Steel under Very Low Dissolved Oxygen", Proc. 7th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, NACE International, Houston, TX (1995) p. 1121-1132.
- [64] A. Jenssen, P. Efsing, K. Gott, P-O. Andressen, "Crack Growth Behavior of Irradiated Type 304L Stainless Steel in Simulated BWR Environment", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, ANS, Stevenson, WA (2003) p.1015-1026.

第2章

- [65] ITER task report, "Corrosion of Stainless Steel, Copper Alloys Cu/SS joints, T511-2JA (2001).
- [66] P. Lorenzetto, M. Helie, A. Molander, "Stress Corrosion Cracking of AISI 316LN Stainless Steel in ITER Primary Water Conditions", J. Nucl. Mater. 233-237 (1996) p.1387-1392.
- [67] J. Colgeton, W. Zheng, H. Hua, "Stress Corrosion Cracking of Annealed Type 316 Stainless Steel in High-Temperature Water", Corrosion 46 (1990) 621-627.
- [68] 秀耕一郎, 土肥謙次, 黛 正己, 恩地健雄, 星屋泰二, 「304 ステンレス鋼の SCC 特 性に及ぼす中性子照射効果-高照射領域における熱鋭敏化材の SCC 挙動-」, T98059, 財団法人電力中央研究所 (1999).
- [69] JMTR 照射ハンドブック, 日本原子力研究所 大洗研究所 材料試験炉部 (1987).
- [70] 塚田 隆,「オーステナイトステンレス鋼の中性子照射誘起応力腐食割れに関する研究」, JAERI-Research 98-007, 日本原子力研究所 (1998).
- [71] 金子道郎, 阿部征三郎, "316 系ステンレス鋼の粒界腐食性に及ぼす鋼中 C, Si および P の影響", 材料と環境, 44 (1995) p.391-398.
- [72] 小若正倫, 富士川尚男, "オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす成 分元素の影響", 日本金属学会誌, 第34巻, 第10号(1970) p.1054-1062.
- [73] 小若正倫, 富士川尚男, "オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす燐 および窒素の影響", 日本金属学会誌, 第34巻, 第10号(1970) p.1047-1054.
- [74] 小若正倫,工藤赳夫,"種々濃度の沸騰 MgCl₂溶液中におけるオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす成分元素の影響",日本金属学会誌,第 37 巻,第 12 号 (1973) p.1320-1329.
- [75] 細井紀舟,横須賀常信,吉田寿美,正岡 功,佐々田康宏,"SUS304Lの粒界腐食 に及ぼす P, Siの粒界偏析の影響",鉄と鋼,第76年,第6号(1990) p.142-149.
- [76] 須藤 亮, 伊藤幹郎, 矢島正美, "SUS316L の高温水中での粒界腐食感受性とSCC き裂進展", 防食技術, 39 (1990) p.669-673.
- [77] T. Shoji, H. Takahashi, S. Aizawa, M. Saito, "Effects of Sulfate Contamination, Sulfur in Steel and Strain Rate on Critical Cracking Potential for SCC Pressure Vessel Steels in Pressurized High Temperature Waters", Proc. 3rd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. G. J. Theus, J. R. Weeks, AIME (1988) p.251-259.
- P. J. Maziasz, "Swelling and Swelling Resistance Possibilities of Austenitic Stainless Steels in Fusion Reactors", J. Nucl. Mater., 122-123 (1984) p.472-486.
- [79] ステンレス鋼便覧-第3版-,ステンレス協会 (1995) p.593-596.

- [80] 小若正倫,工藤赳夫,"オーステナイト系ステンレス鋼の MgCl₂溶液中における応力腐 食割れ挙動",鉄と鋼,第62年,第3号(1973) p.390-398.
- [81] 研究炉利用ハンドブック,日本原子力研究所 東海研究所 研究炉部 (1999).
- [82] T. M. Karlsen, N-W. Høgberg, R. van Nieuwenhove, "Results from Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking and Stress Relaxation Studies Performed in the Halden Reactor", Proc. Int. Symp. Fontevraud 6, Vol. 1, SFEN (2006) p.581-590.
- [83] T. M. Karlsen, P. Bennett, C. Helsengreen, M. A. McGrath, "Core Component Materials Investigations in PWR Facilities at the Halden Reactor Project", Proc. Int. Symp. Fontevraud 5, Vol. 1, SFEN (2002) p.441-450.
- [84] T. M. Karlsen, E. Hauso, "Qualification and Application of Instrumented Specimens for In-core Studies on Cracking Behavior of Austenitic Stainless Steels", Proc. 9th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, TMS (1999) p.951-961.
- [85] T. M. Karlsen, P. Bennett, N-W. Høgberg, "In-Core Crack Growth Rate Studies on Irradiated Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Conditions in the Halden Reactor", Proc. 12th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. T. R. Allen, P. J. King and L. Nelson, TMS (2005) p.337-348.
- [86] P. Bennett, T. M. Karlsen, "Recent Development in Instrumentation for In-core Materials Degradation Studies in the Halden Reactor", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, WA (2003) p.1037-1048.
- [87] J. Nakano, T. M. Karlsen, N-W. Høgberg, "Present State of Crack Growth And Crack Initiation Studies Performed in the Halden Reactor", Proc. of 15th Int. Conf. on Nuclear Engineering, Nagoya, ICONE15-10399 (2007).
- [88] $\checkmark \lor \lor \lor \lor \lor$, HALDEN BOILING WATER REACTOR, Institute For Energy-technique (2003).
- [89] 高野道典, "SSRT 法による応力腐食割れ", 日本金属学会会報, 第 18 巻, 第 8 号 (1979) p.566-572.
- [90] 金属の割れ・破壊総合資料集, 金属の割れ・破壊対策研究会 (1980) p.463.
- [91] ASTM G129-00, "Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking".
- [92] ASTM E 1681-03, "Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials".

第3章

- [93] M. Akashi, "Application of Accelerated Corrosion Tests to Service Life Prediction of Materials", ASTM STP-1194 (1993) p.313.
- [94] J. Nakano, Y. Miwa, T. Tsukada, M. Kikuchi, S. Kita, Y. Nemoto, H. Tsuji and S. Jitsukawa, "Characterization of 316LN-IG SS Joint Produced by Hot Isostatic Pressing Technique", J. Nucl. Mater., 307-311 (2002) p.1568-1572.
- [95] ステンレス鋼便覧-第3版-,ステンレス協会 (1995) p.1450-1451.
- [96] Q. Xu, D. J. Edwards, T. Yoshiie, "Effects of Heat Treatments on Microstructure Changes in the Interface of Cu/SS316L Joint Materials", J. Nucl. Mater. 283-287 (2000) p.1229-1233.
- [97] ステンレス鋼便覧-第3版-, ステンレス協会 (1995) p.262-268.

第4章

- [98] Y. Tanaka, S. Suzuki, K. Fukuya, H. Sakamoto, M. Kodama, S. Nishimura, K. Nakata, T. Kato, "IASCC Susceptibility of Type 304, 304L and 316L Stainless Steels", Proc. 8th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Amerlia Island, FL (1997) p.803-811.
- [99] K. Chatani, Y. Kitsunai, M. Kodama, S. Suzuki, H. Sakamoto, H. Anzai, "IASCC Susceptibility of Thermal Treated Type 316L Stainless Steel", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, ANS, Stevenson, WA (2003) p.1121-1131.
- [100] 川久保隆, 菱田 護, "J 積分による高温水中の応力腐食割れ伝播速度の解析",防食 技術, 31 (1982) p.19-26.
- [101] 永田徳雄,片田康行,"高温高圧水中における圧力容器鋼の疲労き裂伝は挙動の直接観察",鉄と鋼,第4号(1988) p.718-724.
- [102] 柴田俊夫, 春名 匠, 藤木慎司, 張 勝寒, 「原子炉環境水化学因子による応力腐食 割れ抑制機構の研究」(原子力基礎研究 H10-004), JAERI-Tech 2000-061, 日本 原子力研究所 (2000).
- [103] T. Haruna, S. Zhang, T. Shibata, "In-situ Observation of Stress Corrosion Cracks for Sensitized 304 Stainless Steel in High Temperature Water", Proc. 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactor, NACE (2002).
- [104] T. Haruna, S. Zhang, T. Shibata, "Analysis of Initiation and Propagation of Stress Corrosion Cracks in Sensitized Type 304 Stainless Steel in High-Temperature Water", Corrosion (2004) p.1104-1112.
- [105] 谷 純一, 平野秀朗, 加藤俊二, 「高温水中 SCC き裂観察装置の試作とき裂発生に 及ぼす水質の影響評価」, T97014, 財団法人電力中央研究所 (1998).

- [106] T. Fukumura, N. Nakajima, N. Totsuka, "Development of an Autoclave with Zirconia Windows for In-situ Observation under Primary Water Conditions of PWR", Mechanisms of Material Degradation and Non-Destructive Evaluation in Light Water Reactors, Eds. S. Ishino, B. L. Eyre and I. Kimura, INSS, Japan (2002) p.417-420.
- [107] J. Nakano, T. Kohya, S. Endo, H. Ugachi, T. Tsukada and H. Tsuji, "SSRT Facility for In-situ Observation of Irradiated Materials in High Temperature Water", Proc. of 11th International Conference on Nuclear Engineering, Tokyo, ICONE11-36145 (2003).
- [108] 中野純一,塚田 隆,辻 宏和,寺門正吾,高野利夫,遠藤慎也,「軽水炉環境助長 割れ現象解析装置の開発」, JAERI-Tech 2003-092, 日本原子力研究所 (2004).
- [109] 塚田 隆,芝 清之, Graham E. C. BELL, 中島 甫, 木崎 實, 近江正男, 須藤健 次,後藤一郎,「高温水中照射腐食割れ試験装置の開発」, JAERI-M 92-081, 日本 原子力研究所 (1992).
- [110] 平出信彦, 杉本克久, "窒化物, 炭化物におよび酸化物セラミックスの高温高圧水中における材質劣化", 防食技術, 37 (1988) p.415-422.
- [111] 田中 聡,相馬才晃,赤尾 昇,原 信義,臼井高史,宮坂松甫,杉本克久,"超臨界 水環境における各種セラミックス材料の耐食性",材料と環境,'99B-114 (1999) p.139-142.
- [112] 猪原康人,井岡郁夫,深谷 清,橘 勝美,鈴木富男,木内 清,黒田雄二,宮本智 司,「被覆管特性評価用高温水中腐食試験装置の開発(I)」, JAERI-Tech 2001-021, 日本原子力研究所 (2001).
- [113] 梅田 巌, "放射線によるダイヤモンドとサファイアの着色試験",日本原子力学会誌, Vol.35, No.6 (1993) p.543-545.
- [114] パンフレット, 単結晶サファイア, 京セラ株式会社.
- [115] 原子炉水化学ハンドブック, 日本原子力学会 (2000) p.203.
- [116] 内田俊介, "応力腐食割れに及ぼす水化学の影響とその制御", 金属, Vol.73, No.8 (2003) p.744-749.
- [117] CC. Lin, F. R. Smith, N. Ichikawa, T. Baba and M. Itow, "Decomposition of Hydrogen Peroxide in Aqueous Solutions at Elevated Temperatures", Int. J. Chem. Kinetics, Vol.23 (1991) p.971-987.
- [118] S. Uchida, N. Shigenaka, M. Tachibana, Y. Wada, M. Sakai, K. Akamine, K. Ohsumi, "Effects of Hydrogen Peroxide on Intergranular Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel in High Temperature Water, (I)", J. Nucl. Sci. Tec. Vol.35, No.4 (1998) p.301-308.

第5章

[119] R. N. Parkins, "Strain Rate Effects in Stress Corrosion Cracking",

Corrosion, Vol. 46, No. 3 (1990) p. 178-189.

- [120] R. Katsura, J. Morisawa, M. Kodadama, S. Nishimura, S. Suzuki, S. Shima, M. Yamamoto, "Effect of Stress on IASCC in Irradiated Austenitic Stainless Steels", Proc. 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, TMS, Warrendale, PA (1993) p.625-632.
- [121] H. Ugachi, Y. Kaji, Y. Matsui, S. Endo, K. Kawamata, T. Tsukada, N. Nagata, K. Dozaki, H. Takiguchi, "Development of In-pile SCC Test Technique and Crack Initiation Behavior using Pre-irradiated Austenitic Stainless Steels at JMTR", Proc. of 15th Int. Conf. on Nuclear Engineering, Nagoya, ICONE15-10293 (2007).
- [122] J. Nakano, Y. Miwa, T. Tsukada, S. Endo, K. Hide, "In-situ SCC Observation on Neutron Irradiated Thermally-sensitized Austenitic Stainless Steel", J. Nucl. Mater., 367-370 (2007) p.940-946.
- [123] J. Nakano, Y. Nemoto, Y. Miwa, K. Usami, T. Tsukada, K. Hide, "In-situ SCC Observation on Thermally-sensitized and Cold-worked Type 304 Stainless Steel Irradiated to a Neutron Fluence 1x 10²⁵ n/m²", J. Nucl. Mater., in Print.
- [124] P. L. Andresen, "Similarity of Cold Work and Radiation Hardening in Enhancing Yield Strength and SCC Growth of Stainless Steel in Hot Water", Corrosion 2002, Paper No.02509, NACE (2002).
- [125] P. L. Andresen, "K / Size Effects on SCC in Irradiated, Cold Worked and Unirradiated Stainless Steel", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, ANS, Stevenson, WA (2003) p.870-886.
- [126] K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, Y. Kitsunai, "Separation of Microstructural Effects in Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking using Post-irradiation Annealing", J. Nucl. Sci. Technol., vol. 41, No. 12, (2004) 1218.
- [127] T. Onchi, K. Dohi, M. Navas, W. Karlsen, "Crack Initiation Mechanism in Non-ductile Cracking of Irradiated 304L Stainless Steels under BWR Water Environment", J. Nucl. Sci. Technol., vol. 43, No. 8 (2006) p.851-865.
- [128] N. Saito, Y. Tsuchiya, F. Kano, N. Tanaka, "Variation of Slow Strain Rate Test Fracture Mode of Type 304L Stainless Steel in 288°C Water", Corrosion, vol. 56, No. 1 (2000) p.57-69.
- [129] K. Hide, T. Onchi, M. Mayuzumi, S. Dumbill, "Correlation of Microchemistry and IGSCC behavior for Irradiated Thermally-sensitized Type 304 Stainless Steels", Proc. 10th, Int. Conf. Environmental

Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, NACE (2002).

- [130] K. Hide, M. Mayuzumi, T. Kusanagi, H. Tsuji, M. Narui, "Influence of Deformation Behavior on IASCC Susceptibility for Neutron Irradiated Type 304 Stainless Steel", Proc. 13th Asian-Pacific Corrosion Control Conference, Paper No.D-04, JSCE (2003).
- [131] M. L. Castano, M. Navas, D.G. Briceno, T. Onchi, K. Hide, "IASCC Response of Sensitized 304 Stainless Steels to the Hydrogen Injection in BWR", Proc. 10th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, NACE (2002).

第6章

- [132] T. Tsukada, Y. Miwa, H. Nakajima, "Stress Corrosion Cracking of Neutron Irradiated Type 304 Stainless Steels", Proc. 7th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, NACE International, Houston, TX (1995) p.1009-1019.
- [133] T. Miwa, T. Tsukada, S. Jitsukawa, S. Kita, S. Hamada, Y. Matsui, M. Shindo, "Effect of Minor Elements on Irradiated Assisted Stress Corrosion Cracking of Model Austenitic Stainless Steels", J. Nucl. Mater., 233-237 (1996) p.1393-1396.
- [134] T. Tsukada, Y. Miwa, H. Tsuji, h. Mimura, I. Goto, T. Hoshiya, H. Nakajima, "Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Neutron Irradiated Stainless Steels in Aqueous Environment", Proc. of 7th Int. Conf. on Nuclear Engineering, Tokyo, ICONE-7207 (1999).
- [135] T. Tsukada, Y. Miwa, H. Nakajima, T. Kondo, "Effects of Minor Elements on IASCC of Type 316 Model Stainless Steels", Proc. 8th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, ANS (1997) p.795-802.
- [136] T. Miwa, T. Tsukada, H. Tsuji, H. Nakajima, "Microstructure of Type 316 model alloys neutron-irradiated at 513 K to 1 dpa", J. Nucl. Mater. 271&272 (1999) p.316-320.
- [137] J. Nakano, Y. Miwa, T. Kohya, T. Tsukada, "Effects of Silicon, Carbon and Molybdenum Additions on IASCC of Neutron Irradiated Austenitic Stainless Steels", J. Nucl. Mater., 329-333 (2004) p.643-647.
- [138] A. J. Jacobs, G. P. Wozadlo, K. Nakata, T. Yoshida, I. Masaoka, "Radiation Effects on The Stress Corrosion Other Selected Properties of Type-304 and Type-316 Stainless Steels", Proc. 3rd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. G.

J. Theus and J. R. Weeks, TMS, PA (1988) p.673-681.

- [139] H. M. Chung, R. V. Strain, W. J. Shack, T. M. Karlsen, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Model Austenitic Stainless Steels", Proc. 10th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, NACE (2002).
- [140] K. Fukuya, S. Shima, H. Kayano, M. Narui, "Stress Corrosion Cracking and Intergranular Corrosion of Neutron Irradiated Austenitic Stainless Steels", J. Nucl. Mater., 191-194 (1992) p.1007-1011.
- [141] K. Fukuya, S. Shima, K. Nakata, S. Kasahara, A. J. Jacobs, G. P. Wozadlo, S. Suzuki, M. Kitamura, "Mechanical Properties and IASCC Susceptibility in Irradiated Stainless Steels", Proc. 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Eds. R. E. Gold and E. P. Simonen, TMS, Warrendale, PA (1993) p. 565-572.
- [142] M. Kodama, S. Nishimura, J. Morisawa, S. Suzuki, S. Shima, M. Yamamoto, "Effects of Fluence and Dissolved Oxygen on IASCC in Austenitic Stainless Steels", Proc. 5th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Eds. D. Cubicciotti, E. P. Simonen and R. Gold, ANS, La Grange Park, IL, (1992) p. 948-954.
- [143] M. Kodama, J. Morisawa, S. Nishimura, K. Asano, S. Shima, K. Nakata, "Stress Corrosion Cracking and Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steels Irradiated at 323 K", J. Nucl. Mater., 212-215 (1992) p.1509-1514.
- [144] H. M. Chung, W. E. Ruther, R. V. Strain, W. J. Shack, T. M. Karlsen, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Model Austenitic Stainless Steels", Proc. 9th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. F. P Ford, S. M. Bruemmer and G. S. Was, TMS (1999) p.931-939.
- [145] H. M. Chung, W. E. Ruther, R. V. Strain, W. J. Shack, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Model Austenitic Stainless Steel Alloys", NUREG/CR-6687, ANL-00/21, ANL (2000).
- [146] H. M. Chung, W. E. Ruther, J. E. Sanecki, A. Hins, N. J. Zaluzec, T. F. Kassner, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels: recent Progress and New Approaches", J. Nucl. Mater. 239 (1996) p.61-79.
- [147] A. J. Jacobs, G. P. Wozadio, K. Nakata, T. Okada, S. Suzuki, "Grain Boundary Composition and Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking Resistance in Type 348 Stainless Steel", Corrosion, Vol.50, No.10 (1994) p.731-740.

- [148] J. T. Busby, G. S. Was, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking in Model Austenitic Alloys with Solute Additions", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS, Stevenson, WA (2003) p.995-1014.
- [149] G. Li, Y. Kaneshima, T. Shoji, "Effects of Minor Elements and Thermal Treatment on EAC of Austenitic Simulating Steels in PWR Primary Water and Implication to IASCC", Proc. 9th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. F. P. Ford, S. M. Bruemmer and G. S. Was, TMS (1999) p.1115-1123.
- [150] P. L. Andresen, P. W. Emigh, M. M. Morra, R. M. Horn, "Effects of Yield Strength, Corrosion Potential, Stress Intensity Factor, Silicon and Grain Boundary Character on the SCC of Stainless Steels", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS, Stevenson, WA (2003) p. 816-833.
- [151] G. S. Was, "Recent Developments in Understanding Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS, Stevenson, WA (2003) p.965-985.
- [152] 三輪幸夫,「原子力用鉄鋼材料の照射誘起応力腐食割れに関する研究」,東北大学 学位論文 (2003).
- [153] 高橋平八郎,竹山太郎, "照射下における格子欠陥と溶質原子の相互作用-照射誘 起偏析を中心に-",日本金属学会会報,Vol.22, No.8 (1983) p.702-711.
- [154] P. R. Swann, "Dislocation Substructure vs Transgranular Stress Corrosion Cracking Susceptibility Of Single Phase Alloy", Corrosion, Vol.19 (1963) p.102-112.
- [155] S. Kasahara, K. Nakata, K. Fukuya, S. Shima, A. J. Jacobs, G. P. Wozadlo, s. Suzuki, "The Effects of Minor Elements on IASCC Susceptibility in Austenitic Stainless Steels Irradiated with Neutrons", Proc. 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Eds. R. E. Gold and E. P. Simonen, TMS, Warrendale, PA (1993) p.615-623.
- [156] 鈴木俊一, "BWR プラント構造物の腐食挙動と対策挙動", 材料と環境, Vol.48, No.12 (1999) p.753-762.
- [157] K. Fukuya, K. Nakata, H. Horie, "An IASCC Study Using High Energy Ion Irradiation", Proc. 5th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Eds. D. Cubicciotti, E. P. Simonen and R. Gold, ANS, La Grange Park, IL (1992) p.814-820.
- [158] F. A. Garner, L. R. Greenwood, H. M. Chung, "Irradiation-induced

Instability of MnS Precipitates and Its Possible Contribution to IASCC in Light Water Reactor", Proc. 8th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, ANS (1997) p.857-860.

第7章

- [159] T. Satoh, S. Uchida, Y. Satoh, T. Tsukada, "Effect of Hydrogen Peroxide on Corrosion of Stainless Steel in High Temperature Water", Proc. of 15th International Conference on Nuclear Engineering, Nagoya, ICONE15-10607 (2007)
- [160] K. Nakata, S. Shimanuki, H. Anzai, J. Kuniya, "Intergranular Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Sensitized Type 304 Steel in 561 K Pure Water under y-ray irradiation", J. Nucl. Engineering and Design 153 (1994) p.35-41.
- [161] K. Nakata, S. Shimanuki, H. Anzai, M. Fuse, S. Hattori, "Effects of γ-ray irradiation on Crack Growth of Sensitized Type 304 Stainless Steel in 288
 ^oC Water", Corrosion, vol.49, No.11 (1993) p.903-909.
- [162] 島貫 静,仲田清智,安斎秀哉,"ガンマ線照射下高温水中における鋭敏化 SUS304
 の粒界型応力腐食割れ",鉄と鋼,第78年,第12号(1992)p.1831-1837.
- [163] K. Nakata, S. Shimanuki, H. Anzai, K. Mabuchi, M. Fuse, N. Shigenaka, "Stress Corrosion Crack Growth of Sensitized Type 304 Stainless Steel during High Flux Gamma-ray irradiation in 288 °C Water", Proc. 5th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Eds. D. Cubicciotti, E. P. Simonen and R. Gold, ANS, La Grange Park, IL (1992) p.955-962.
- [164] W. S. Hazelton, W. H. Koo, "Technical Report on Material Selection and Processing Guidelines for BWR Coolant Pressure Boundary Piping-Final Report", U. S. NRC, NUREG-0313 Rev. 2.
- [165] P. L. Andresen, P. W. Emigh, L. M. Young, "Mechanistic and Kinetic Role of Yield Strength / Cold Work / Martensite, H₂, Temperature, and Composition on SCC of Stainless Steels", Proc. Int. Symp. Mechanisms of Material Degradation and Non-Detective Evaluation in Light Water Reactors, Eds. S. Ishino, B. L. Eyre and I. Kimura, INSS, Japan (2002) p.215-237.
- [166] M. L. Castano, Marin, M. S. Garcia Redondo, G. de DiegoVelasco, D. Gomez Briceno, "Crack Growth Rate of Hardened Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Environments", Proc. 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS, Stevenson, WA (2003) p.845-854.

- [167] A. Jenssen, P. Efsing, K. Gott, P-O. Andresson, "Crack Growth Behavior of Irradiated Type 304L Stainless Steel in Simulated BWR Environment", Proc.
 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS (2003) p.1015-1026.
- [168] O. K. Chopra, E. E. Gruber, W. J. Shack, "Crack Growth Behavior of Irradiation Austenitic Stainless Steels in High-Purity Water at 289°C", Proc.
 11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems-Water Reactors, ANS, Stevenson, WA (2003) p.1027-1036.

付録 本論文に関連した発表論文一覧

第3章

 J. Nakano, Y. Miwa, T. Tsukada, M. Kikuchi, S. Kita, Y. Nemoto, H. Tsuji and S. Jitsukawa, "Characterization of 316L(N)-IG SS Joint Produced by Hot Isostatic Pressing Technique", J. Nucl. Mater., 307-311 (2002) p.1568-1572.

第4章

[1] J. Nakano, T. Kohya, S. Endo, H. Ugachi, T. Tsukada and H. Tsuji, "SSRT Facility for In-situ Observation of Irradiated Materials in High Temperature Water", Proc. of 11th International Conference on Nuclear Engineering, Tokyo, ICONE11-36145 (2003).

第5章

- J. Nakano, Y. Miwa, T. Tsukada, S. Endo, K. Hide, "In-situ SCC Observation on Neutron Irradiated Thermally-sensitized Austenitic Stainless Steel", J. Nucl. Mater., 367-370 (2007) p.940-946.
- [2] J. Nakano, Y. Nemoto, Y. Miwa, K. Usami, T. Tsukada, K. Hide, "In-situ SCC Observation on Thermally-sensitized and Cold-worked Type 304 Stainless Steel Irradiated to a Neutron Fluence 1x 10²⁵ n/m²", J. Nucl. Mater., in Print.

第6章

 J. Nakano, Y. Miwa, T. Kohya, T. Tsukada, "Effects of Silicon, Carbon and Molybdenum Additions on IASCC of Neutron Irradiated Austenitic Stainless Steels", J. Nucl. Mater., 329-333 (2004) p.643-647.

第7章

[1] J. Nakano, T. M. Karlsen, N-W. Høgberg, "Present State of Crack Growth And Crack Initiation Studies Performed in the Halden Reactor", Proc. of 15th International Conference on Nuclear Engineering, Nagoya, ICONE15-10399 (2007). This is a blank page.

表 1. SI 基本単位					
甘木昌	SI 基本 ⁱ	单位			
基个里	名称	記号			
長さ	メートル	m			
質 量	キログラム	kg			
時 間	秒	s			
電 流	アンペア	Α			
熱力学温度	ケルビン	Κ			
物質量	モル	mol			
光度	カンデラ	cd			

表2.基本単位を用いて表されるSI組立単	位の例
and SI 基本単位	
和立重 名称	記号
面 積 平方メートル	m^2
体 積 立法メートル	m ³
速 さ , 速 度 メートル毎秒	m/s
加速 度メートル毎秒毎秒	m/s^2
波 数 毎メートル	m ⁻¹
密度,質量密度キログラム毎立方メートル	kg/m^3
面 積 密 度キログラム毎平方メートル	kg/m^2
比体積 立方メートル毎キログラム	m ³ /kg
電 流 密 度 アンペア毎平方メートル	A/m^2
磁 界 の 強 さ アンペア毎メートル	A/m
量 濃 度 ^(a) , 濃 度 モル毎立方メートル	mol/m ³
質 量 濃 度 キログラム毎立法メートル	kg/m ³
輝 度 カンデラ毎平方メートル	cd/m^2
屈 折 率 ^(b) (数字の) 1	1
比 透 磁 率 (b) (数字の) 1	1

(a) 量濃度(amount concentration)は臨床化学の分野では物質濃度 (a) 量減反 (and to includation) (素加水にビックガリで(ネック資源反 (substance concentration) ともよばれる。
 (b) これらは無次元量あるいは次元1をもつ量であるが、そのこと を表す単位記号である数字の1は通常は表記しない。

表3. 固有の名称と記号で表されるSI組立単位

			SI 組立単位	
組立量	名称	記号	他のSI単位による	SI基本単位による
	74 W.F		表し方	表し方
平 面 角	ラジアン ^(b)	rad	1 ^(b)	m/m
立 体 角	ステラジアン ^(b)	$\mathrm{sr}^{(\mathrm{c})}$	1 ^(b)	$m^{2/}m^2$
周 波 券	ヘルツ ^(d)	Hz		s^{-1}
力	ニュートン	Ν		m kg s ^{·2}
圧力,応力	パスカル	Pa	N/m^2	m ⁻¹ kg s ⁻²
エネルギー,仕事,熱量	ジュール	J	N m	$m^2 kg s^2$
仕事率, 工率, 放射束	ワット	W	J/s	$m^2 kg s^{\cdot 3}$
電荷,電気量	クーロン	С		s A
電位差(電圧),起電力	ボルト	V	W/A	$m^2 kg s^{\cdot 3} A^{\cdot 1}$
静電容量	ファラド	F	C/V	$m^{2} kg^{1} s^{4} A^{2}$
電 気 抵 抗	オーム	Ω	V/A	$m^2 kg s^{\cdot 3} A^{\cdot 2}$
コンダクタンス	ジーメンス	s	A/V	$m^{2} kg^{1} s^{3} A^{2}$
磁東	ウエーバ	Wb	Vs	$m^2 kg s^{\cdot 2} A^{\cdot 1}$
磁束密度	テスラ	Т	Wb/m ²	$\text{kg s}^{2} \text{A}^{1}$
インダクタンス	ヘンリー	Η	Wb/A	$m^2 kg s^{2} A^{2}$
セルシウス温度	セルシウス度 ^(e)	°C		K
光東	ルーメン	lm	cd sr ^(c)	cd
照度	ルクス	lx	lm/m^2	m^{2} cd
放射性核種の放射能(+)	ベクレル ^(d)	Bq		s ⁻¹
吸収線量,比エネルギー分与,	ガレイ	Gv	J/kg	m ² s ^{.2}
カーマ		α, j	oning	m 5
線量当量,周辺線量当量,方向			.I/kg	m ² e ⁻²
性線量当量, 個人線量当量	1	21	3. ng	
<u>酸素活性</u>	カタール	kat		s ⁻¹ mol

(a)SI接頭語は固有の名称と記号を持つ組立単位と組み合わせても使用できる。しかし接頭語を付した単位はもはや

(a)SI接頭語は固有の名称と記号を持つ組立単位と組み合わせても使用できる。しかし接頭語を付した単位はもはや コレーレントではない。
(b)ラジアンとステラジアンは数字の1に対する単位の特別な名称で、量についての情報をつたえるために使われる。 実際には、使用する時には記号rad及びsrが用いられるが、習慣として組立単位としての記号である数字の1は明 示されない。
(d)潮光学ではステラジアンという名称と記号srを単位の表し方の中に、そのまま維持している。
(d) ペンウス度はケルビンの特別な名称で、セルシウス温度を表すために使用される。
(e) セルシウス度はケルビンの特別な名称で、セルシウス温度を表すために使用される。
(f) かいう文度はケルビンの特別な名称で、エルシウス温度で表すために使用される。
(f) かいうなうた。したがって、温度差や温度問題を表す数値はどちらの単位で表しても同じである。
(f) 放射性核種の放射能(activity referred to a radionuclide)は、しばしば誤った用語で"radioactivity"と記される。
(g) 単位シーベルト(PV,2002,70,205)についてはCIPM勧告2(CI-2002)を参照。

表4.単位の中に固有の名称と記号を含むSI組立単位の例

	SI 組立単位			
組立量	名称	記号	SI 基本単位による 表し方	
粘度	パスカル秒	Pa s	m ⁻¹ kg s ⁻¹	
カのモーメント	ニュートンメートル	N m	$m^2 kg s^{\cdot 2}$	
表 面 張 力	ニュートン毎メートル	N/m	kg s ⁻²	
角 速 度	ラジアン毎秒	rad/s	$m m^{-1} s^{-1} = s^{-1}$	
角 加 速 度	ラジアン毎秒毎秒	rad/s^2	$m m^{1} s^{2} = s^{2}$	
熱流密度,放射照度	ワット毎平方メートル	W/m^2	kg s ^{·3}	
熱容量、エントロピー	ジュール毎ケルビン	J/K	$m^2 kg s^{\cdot 2} K^{\cdot 1}$	
比熱容量, 比エントロピー	ジュール毎キログラム毎ケルビン	J/(kg K)	$m^2 s^{2} K^{1}$	
比エネルギー	ジュール毎キログラム	J/kg	$m^2 s^{-2}$	
熱 伝 導 率	ワット毎メートル毎ケルビン	W/(m K)	$m \text{ kg s}^{-3} \text{ K}^{-1}$	
体積エネルギー	ジュール毎立方メートル	J/m^3	$m^{\cdot 1} kg s^{\cdot 2}$	
電界の強さ	ボルト毎メートル	V/m	m kg s ⁻³ A ⁻¹	
電 荷 密 度	クーロン毎立方メートル	C/m^3	m ⁻³ sA	
表 面 電 荷	クーロン毎平方メートル	C/m^2	m^{-2} sA	
電 束 密 度 , 電 気 変 位	クーロン毎平方メートル	C/m^2	$m^{-2} sA$	
誘 電 率	ファラド毎メートル	F/m	$m^{-3} kg^{-1} s^4 A^2$	
透 磁 率	ヘンリー毎メートル	H/m	m kg s ^{$\cdot 2$} A ^{$\cdot 2$}	
モルエネルギー	ジュール毎モル	J/mol	$m^2 kg s^2 mol^1$	
モルエントロピー, モル熱容量	ジュール毎モル毎ケルビン	J/(mol K)	$m^2 kg s^{2} K^{1} mol^{1}$	
照射線量 (X線及びγ線)	クーロン毎キログラム	C/kg	kg ^{·1} sA	
吸収線量率	グレイ毎秒	Gy/s	$m^{2} s^{-3}$	
放 射 強 度	ワット毎ステラジアン	W/sr	$m^4 m^{2} kg s^{3} = m^2 kg s^{3}$	
放 射 輝 度	ワット毎平方メートル毎ステラジアン	$W/(m^2 sr)$	$m^2 m^{2} kg s^{3} = kg s^{3}$	
酵素活性濃度	カタール毎立方メートル	kat/m ³	m ⁻³ s ⁻¹ mol	

表 5. SI 接頭語								
乗数	接頭語	記号	乗数	接頭語	記号			
10^{24}	Э 9	Y	10 ⁻¹	デシ	d			
10^{21}	ゼタ	Z	10^{-2}	センチ	с			
10^{18}	エクサ	Е	10 ⁻³	ミリ	m			
10^{15}	ペタ	Р	10^{-6}	マイクロ	μ			
10^{12}	テラ	Т	10 ⁻⁹	ナノ	n			
10^{9}	ギガ	G	$10^{.12}$	ピュ	р			
10^{6}	メガ	М	$10^{.15}$	フェムト	f			
10^{3}	キロ	k	$10^{.18}$	アト	а			
10^2	ヘクト	h	10^{-21}	ゼプト	z			
10^1	デ カ	da	10^{-24}	ヨクト	У			

表6. SIに属さないが、SIと併用される単位					
名称	記号	SI 単位による値			
分	min	1 min=60s			
時	h	1h =60 min=3600 s			
日	d	1 d=24 h=86 400 s			
度	٥	1°=(п/180) rad			
分	,	1'=(1/60)°=(п/10800) rad			
秒	"	1"=(1/60)'=(п/648000) rad			
ヘクタール	ha	$1ha=1hm^{2}=10^{4}m^{2}$			
リットル	L, 1	$1L=11=1dm^{3}=10^{3}cm^{3}=10^{-3}m^{3}$			
トン	t	$1t=10^{3}$ kg			

_

表7.	SIに属さないが、	SIと併用される単位で、	SI単位で
	ve 347 file	12 charge (1) and (1)	

表される奴値が実験的に得られるもの					
名称	記号	SI 単位で表される数値			
電子ボルト	eV	1eV=1.602 176 53(14)×10 ⁻¹⁹ J			
ダルトン	Da	1Da=1.660 538 86(28)×10 ⁻²⁷ kg			
統一原子質量単位	u	1u=1 Da			
天 文 単 位	ua	1ua=1.495 978 706 91(6)×10 ¹¹ m			

表8.	SIに属さないが、	SIと併用されるその他の単位	
			,

	名称		記号	SI 単位で表される数値
バ		ル	bar	1 bar=0.1MPa=100kPa=10 ⁵ Pa
水銀	柱ミリメー	トル	mmHg	1mmHg=133.322Pa
オン	グストロ	ーム	Å	1 Å=0.1nm=100pm=10 ⁻¹⁰ m
海		里	М	1 M=1852m
バ	-	ン	b	$1 \text{ b}=100 \text{fm}^2=(10^{\cdot 12} \text{cm})2=10^{\cdot 28} \text{m}^2$
1	ッ	ŀ	kn	1 kn=(1852/3600)m/s
ネ		パ	Np ~	
ベ		ル	В	し51単位との数値的な関係は、 対数量の定義に依存。
デ	ジベ	N	dB -	

表9. 固有の名称をもつCGS組立単位						
名称	記号	SI 単位で表される数値				
エルグ	erg	$1 \text{ erg}=10^{-7} \text{ J}$				
ダイン	dyn	1 dyn=10 ⁻⁵ N				
ポアズ	Р	1 P=1 dyn s cm ^{·2} =0.1Pa s				
ストークス	\mathbf{St}	$1 \text{ St} = 1 \text{ cm}^2 \text{ s}^{\cdot 1} = 10^{\cdot 4} \text{m}^2 \text{ s}^{\cdot 1}$				
スチルブ	$^{\mathrm{sb}}$	$1 \text{ sb} = 1 \text{ cd cm}^{-2} = 10^4 \text{ cd m}^{-2}$				
フォト	$_{\rm ph}$	$1 \text{ ph}=1 \text{cd sr cm}^2 10^4 \text{lx}$				
ガ ル	Gal	$1 \text{ Gal} = 1 \text{ cm s}^{\cdot 2} = 10^{\cdot 2} \text{ms}^{\cdot 2}$				
マクスウェル	Mx	$1 \text{ Mx} = 1 \text{G cm}^2 = 10^{-8} \text{Wb}$				
ガウス	G	$1 \text{ G} = 1 \text{Mx cm}^{2} = 10^{4} \text{T}$				
エルステッド ^(。)	Oe	1 Oe 🛓 (10 ³ /4п)А m ⁻¹				

(c) 3元系のCGS単位系とSIでは直接比較できないため、等号「 🎍 」 は対応関係を示すものである。

	表10. SIに属さないその他の単位の例					
	名利	尓		記号	SI 単位で表される数値	
キ	ユ	IJ	ĺ	Ci	1 Ci=3.7×10 ¹⁰ Bq	
$\scriptstyle u$	ント	ゲ	\sim	R	$1 \text{ R} = 2.58 \times 10^{-4} \text{C/kg}$	
ラ			F	rad	1 rad=1cGy=10 ⁻² Gy	
$\scriptstyle u$			Д	rem	$1 \text{ rem}=1 \text{ cSv}=10^{-2} \text{Sv}$	
ガ	ン		7	γ	1 γ =1 nT=10-9T	
フ	л.	N	11		1フェルミ=1 fm=10·15m	
メー	- トル系	カラッ	ット		1メートル系カラット = 200 mg = 2×10-4kg	
Þ			N	Torr	1 Torr = (101 325/760) Pa	
標	準 大	気	圧	atm	1 atm = 101 325 Pa	
力		IJ	1	cal	1cal=4.1858J(「15℃」カロリー), 4.1868J (「IT」カロリー)4.184J(「熱化学」カロリー)	
Ξ	ク		\sim	ц	1 1	

この印刷物は再生紙を使用しています