SUS316L ステンレス鋼の SCC き裂進展に 及ぼす加工硬化の影響*

升岡 正**†, 黛 正己**,**, 新井 拓***, 谷 純一***

** 東京工業大学大学院 機械物理工学専攻

*** 財団法人電力中央研究所 材料科学研究所

† 現勤務先: 独立行政法人 宇宙航空研究開発機構

Effect of Work Hardening on Stress Corrosion Cracking Propagation in SUS316L Stainless Steel*

Tadashi Masuoka**†, Masami Mayuzumi**,**, Taku Arai*** and Jun-ichi Tani**

** Department of Mechanical Sciences and Engineering, Tokyo Institute of Technology

*** Materials Science Research Laboratory, Central Research Institute of Electric Power Industry

† Japan Aerospace Exploration Agency

Stress corrosion cracking (SCC) growth tests were conducted on type 316L stainless steels (SS) with different cold rolling reductions of 10% to 40% under a simulated boiling water reactor coolant condition. In these tests, constant loads were applied to each compact tension (1 T-CT) specimen to maintain the initial stress intensity factors (K) to 20 MPa $\sqrt{\text{m}}$ or 30 MPa $\sqrt{\text{m}}$. The crack growth rate increased with increasing the micro-Vickers hardness (Hv) and was larger than the tentative criterion of SCC growth rate for work hardened L-grade SS proposed by Kumagai, et al. at Hv > 250. However, the crack morphology of specimens with high cold rolling reductions (Hv > 250) was quite different from that observed in the actual components. Only a 10% cold rolled specimen with Hv230 showed intergranular cracking, the same cracking morphology as that in the heat affected zone of the damaged shrouds. This result would suggest that the heavily cold rolled specimens with Hv > 250 should not be used to obtain the crack growth data for prediction of SCC propagation behavior in the actual components because of the different crack morphology.

Key words : BWR, stress corrosion cracking, shroud, low carbon stainless steel, cold rolling, micro-Vickers hardness, stress intensity factor, crack growth test

1. 緒 言

近年、沸騰水型原子炉 (BWR) において、低炭素ステンレス鋼製シュラウド及び再循環系 (PLR) 配管に応力腐食割れ (SCC) が生じ高い関心を呼んでいる¹⁾。これらの低炭素ステンレス鋼は BWR 配管で過去に経験した粒界型応力腐食割れ (IGSCC) の対策材として開発された材料であり、従来の SCC メカニズムで材料側因子とされた鋭敏化現象とは異なる原因で割れが生じたと考えられている¹⁾。SCC 発生部位に対する詳細な金属組織学的調査の結果、機械加工による表面硬化層、溶接部近傍での熱収縮による硬化部位及び残留応力の存在が明らかになった²⁾。また、割れ形態としては表面硬化層に対応する極表層部で粒内型 SCC (TGSCC) が発生し、深さ方向への進展に伴い IGSCC に変化することが示された。従って、材料の加工硬化が SCC 過程で重要な役割を果たすと考えられ、SCC 発生や進展に対する冷間加工の影響を明らかにするための研究が鋭意実施されている。

低炭素ステンレス鋼 (溶体化材) を用いて SCC き裂進展試験を行った伊藤ら³⁾⁻⁴⁾ は、溶体化 316 L ステンレス鋼で IGSCC が進展するが、き裂進展速度は 304 ステンレス鋼鋭敏化材と比較し 1 オーダー小さいことを示した。一方、Andresen ら⁵⁾⁻⁷⁾、庄子ら⁸⁾⁻¹⁰⁾ およびその他の研究者^{11), 12)} により低炭素ステンレス鋼に冷間加工を行うと、き裂進展速度が鋭敏化材と同程度のレベルに増大することが報告された。実機においては製造工程中の溶接、機械加工により硬化部位が発生するため、低炭素ステンレス鋼のき裂進展速度を評価する上で、加工硬化の影響を考慮することは重要である。

本研究では、材料の加工硬化及び溶接残留応力が SCC き裂進展に及ぼす影響を評価することを目的に、冷間圧延による圧下率を変化させた SUS316L ステンレス鋼を用いて BWR 炉水模擬環境において SCC き裂進展試験を実施し、冷間加工度および応力拡大係数のき裂進展速度や割れ形態に対する影響を検討した。

2. 供 試 材

2.1 試 験 片

供試材として Table 1 に化学組成を示す 2 種類の SUS316L 熱間圧延板¹³⁾ を用いた。き裂進展データを取得するには主として 316 L-A 材を用い、316 L-B 材は結果の汎用性を示す比較材とした。このため、316 L-A 材に対しては 10%, 20% および 40% の冷間圧延後、また 316 L-B 材に対しては 20% 冷間圧延を施した後供試材とし

* 材料と環境 2005 (東京, 2005 年) および材料と環境 2006 (茨城, 2006 年) において発表

** 〒152-8552 東京都目黒区大岡山 2-12-1 (2-12-1, O-okayama, Meguro-ku, Tokyo, 152-8552 Japan)

*** 〒240-0196 横須賀市長坂 2-6-1 (2-6-1, Nagasaka, Yokosuka, 240-0196 Japan)

† 〒981-1525 角田市君萱字小金沢 1 (1, Koganawasa, Kimigaya, Kakuda, Miyagi, 981-1525 Japan)

Table 1 Chemical composition of test materials (wt%).

Material	Elements								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SUS316L-A	0.013	0.63	0.80	0.027	0.005	12.70	17.61	2.26	Bal.
SUS316L-B	0.016	0.54	0.81	0.025	0.01	12.11	17.50	2.11	Bal.

Table 2 Tensile properties of test materials.

C.R. (%)	Temp.(K)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	El.(%)	R.A.(%)
0	296	172	568	67.3	85.4
	561	158	437	40.9	80.7
10	296	474	626	49.5	81.1
	561	414	489	24.2	79.2
20	296	693	736	23.5	80.0
	561	625	661	12.9	73.2
20	296	588	699	39.8	83.3
	561	496	545	18.3	76.1
40	296	934	1030	14.7	71.3
	561	795	872	10.5	60.0

Remarks; C.R.: cold rolling reduction, $\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_B : tensile strength, El.: elongation, R.A.: reduction in area

た。冷間圧延は熱間圧延方向とその直角方向に対するクロス圧延法により行い、冷間圧延後、ASTM E399-90 が規定する¹⁴⁾ コンパクトテンション型 (1T-CT) 試験片を製作した。試験片はすべて板厚中央が中心となるように採取し、切り出し方向は ASTM E1823-96 が規定する¹⁵⁾ T-L 方向である。この場合、き裂進展面は熱間圧延方向に平行な断面であり、き裂進展方向と熱間圧延方向およびクロス圧延の一方とは一致する。また、き裂進展試験に供する前に、各試験片に対し、クラックスタータとして大気中で疲労予き裂を導入した。疲労予き裂導入時の最終荷重は試験中に負荷する荷重の 80% とし、 R 比は 0.1~0.3 の範囲に設定した。

2.2 材料の基本特性

き裂進展試験片に加え、冷間圧延後の板厚中央部から引張試験片を製作し、296 K 及び 561 K 大気中において引張試験を行った。Table 2 に冷間圧延後の引張特性を示す。また、各圧下率の試験片に対して、冷間圧延方向に垂直な断面のマイクロビッカース硬さ (Hv) を測定した。測定条件は荷重 0.98 N、保持時間 10 秒とした。Fig. 1 に各試験片のマイクロビッカース硬さを試験片表面からの距離に対して示す。グラフから、圧下率が上昇するにつれて硬さが大きくなり、また、表面部の硬さは中央部より大きいことが分かる。さらに、圧下率 40% (Hv 320) の試験片の硬さはシュラウド溶接部表面近傍の硬さと同程度であり、圧下率 10% (Hv 230) の試験片の硬さは熱影響部 (HAZ) の硬さと同程度であった²⁾。

Fig. 1 Distribution of micro-Vickers hardness as a function of distance from the specimen surface across thickness.

3. 実験方法

3.1 実験手順および試験条件

き裂進展試験は、BWR 炉水模擬環境である温度 561 K、溶存酸素濃度 8 ppm、圧力 10 MPa、圧力容器 (オートクレーブ) 出口側の電気伝導度 $0.2 \mu\text{S}/\text{cm}$ 以下の純水中で行った。Fig. 2 に高温高圧水ループの模式図を示す。試験時の荷重は、オートクレーブに接続された油圧サーボ式試験機を用いて一定に保持した。荷重の大きさは予き裂長さの測定結果を基に、応力拡大係数 (K_I) が 20 及び $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ になるように設定した。また、試験初期段階でき裂の進展が認められない場合、最大荷重が試験時と同じ大きさで R 比 = 0.3~0.7 の繰り返し荷重を試験環境中で付与した後、再度一定荷重に保持し試験を行った。試験時間は約 1000 時間である。

3.2 電位差法によるき裂長さ測定システム

き裂進展試験の間、直流電位差法により試験片のき裂長さのモニタリングを行った。電位差測定は $\pm 5 \text{ A}$ の交番直流電流を 300 秒間隔で流して行った。この際、供試験片電位差の参照試験片電位差に対する比を求めて温度の影響を補償し、あらかじめ作成したマスターカーブとの比較によりき裂長さへの変換を行った。マスターカーブを作成するには、長さの異なる模擬き裂を放電加工により付与した基準試験片を用意し、これら試験片にき裂進展試験時と同じ $\pm 5 \text{ A}$ の電流を流して電位差を計測した。

3.3 き裂進展速度導出方法

高温水中におけるき裂進展試験後、各試験片のリガメント部を室温大気中で疲労破断し、走査型電子顕微鏡 (SEM) により割れ形態を観測するとともに SCC き裂進展量を測定した。また、電位差法によるき裂進展量 (Δa_{PDM}) 測定結果および SEM 画像から得たき裂進展量 (Δa_{SEM}) を用いてき裂進展速度 (da/dt) を計算した (平均き裂進展速度の場合、SCC 面積をき裂発生部の幅で除

①	Water quality control tank	⑧	Heat exchanger
②	Ion exchange resin	⑨	Heater
③	Conductivity meter	⑩	High pressure pump
④	Dissolved oxygen meter	⑪	Autoclave
⑤	Circulating pump	⑫	Specimen
⑥	Valve	⑬	Reference specimen
⑦	Cooler	⑭	Electrical servo hydraulic testing machine

Fig. 2 Flow diagram of test equipment.

して得た平均き裂長さを用い、最大き裂進展速度の場合、最大き裂長さを用いて計算)。この際、電位差法により得たデータの内、き裂進展速度が一定とみなせる領域(各条件により異なり、100 h から 830 h の範囲)のデータを用い最小二乗法により傾き A を求め、次式を用いてき裂進展速度を算出した。

$$\frac{da}{dt} = A \times \frac{\Delta a_{\text{SEM}}}{\Delta a_{\text{PDM}}} \quad (1)$$

4. 試験結果および考察

4.1 電位差法によるき裂長さ測定結果

電位差法によるき裂長さ測定結果の一例として、圧下率 40% (Hv 320), K 値 $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の条件で得たき裂長さ (a_{PDM}) の経時変化を Fig. 3 に示す。同図から、この条件の場合試験開始直後より潜伏期間無しでき裂が進展している様子が分かる。なお、潜伏期間が認められなかった条件は、 $K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で圧下率 40% (Hv 320) および 20% の 2 条件である。このようにして得たグラフの傾き A を (1) 式によるき裂進展速度導出の際に使用した。

4.2 破面観察

Fig. 4 に SEM による破面観察の一例として、圧下率 40% (Hv 320), K 値 $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の条件における SCC 破面を示す。図より、SCC が疲労予き裂全面から進展しており、き裂長さは最大約 4 mm

Fig. 3 Change in crack length with time measured by the potential drop method for a specimen with the cold rolling reduction of 40% (Hv 320) and the stress intensity factor of $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

であることが分かる。試験片表面近傍のき裂長さは試験片中央よりも大きい、これは同図下側に示した硬さの分布傾向と良く対応している。同様の傾向は圧下率 20% (Hv 250~270) の条件においても観測された。また Fig. 5 に示すように、圧下率 10% (Hv 230), K 値 $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の条件においては、SCC は疲労予き裂の一部分(試験片表面付近)から進展しており、き裂長さは最大約 0.4 mm であった。このような試験片表面部と中央部におけるき裂進展量の差は、両者の硬さ (Fig. 1)、応力条件 (平面応力あるいは平面ひずみ状態) などの違いが原因で生ずると考えられる。しかし圧下率の異なる試験片の挙動を比較すると、特に硬さの違いによりき裂進展量に大きな差が認められるため、主要な要因は硬さの違いであると考えられる。

K 値が同一条件で圧下率が異なる条件の試験片の SCC 破面形態を比較した結果を Fig. 6 に示す。圧下率 40% (Hv 320) の試験片の SCC 破面はほぼ完全な TGSCC であるが、この破面形態はシュラウド溶接部の表面極近傍に発生した SCC の形態¹⁾と同様である。また、2.2 節で述べたように圧下率 40% (Hv 320) の試験片の硬さはシュラウド溶接部における表面近傍の硬さとほぼ等しく、硬さと破面形態に深い相関のあることが示唆される。しかし、この割れ形態はシュラウドなどに発生した SCC の大部分を占める領域の割れ形態とは明らかに異なってい

Fig. 4 Fracture surface of a specimen with the cold rolling reduction of 40% (Hv 320) and the stress intensity factor of $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Fig. 5 Fracture surface of a specimen with the cold rolling reduction of 10% (Hv 230) and the stress intensity factor of 20 MPa√m.

る。

一方、圧下率 20% (Hv 250~270) の条件における SCC 破面は、TGSCC と IGSCC が混在している。また K 値 30 MPa√m と 20 MPa√m の破面を比較した場合、 K 値 30 MPa√m の方が TGSCC の割合が大きくなっていた。こ

(1) C.R.=40%, Hv320, $K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

(2) C.R.=20%, Hv250-270, $K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

(3) C.R.=10%, Hv230, $K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Fig. 6 Crack morphologies of specimens with different cold rolling reductions (C. R.) and the stress intensity factor (K) of 20 MPa√m.

の差の原因として、各 K 値に対応するき裂先端の塑性域の違い¹⁶⁾ が割れ形態に影響を及ぼした可能性が考えられるが、さらに検討が必要である。さらに、圧下率 20% (Hv 250~270), K 値 30 MPa√m の条件では、異なる供試材 (A, B) から作製した試験片で破面形態はほぼ同様であり、いずれも TGSCC と IGSCC が混在していた。この結果は、供試材の種類にかかわらず加工度が割れ形態の支配因子であることを示唆する。両者の割れ形態の若干の違いとして、供試材 A から製作した試験片の TGSCC の割合が供試材 B のそれよりも大きかったが、Fig. 1 に示したように、同一圧下率でも供試材 A の方が加工硬化の大きいことが一因と考えられる。

圧下率 10% (Hv 230) の場合、破面形態はほぼ完全な IGSCC であり、この破面形態はシュラウド溶接部に発生した SCC の大部分を占める破面形態¹⁾ と同様である。さらに、圧下率 10% (Hv 230) の試験片の硬さはシュラウド溶接部の HAZ 部における硬さ²⁾ とほぼ等しくなっている。このように、加工硬化により破面形態は大きな影響を受け、粒界割れあるいは粒内割れが生ずると推察される。また前述したように、圧下率 20% (Hv 250~270), K 値 20 MPa√m の条件で得た割れ形態は、供試材 A および B とともに粒内割れと粒界割れの混在であり、圧下率 (硬さ) が等しければ供試材の種類によらず割れ形態が同じになることが示唆された。

4.3 き裂進展速度

各圧下率及び K 値に関するき裂進展速度データを Table 3 に示す。圧下率および K 値の上昇に伴いき裂進展速度が大きくなり、加工硬化、 K 値ともき裂進展速度に影響を及ぼすことが判る。また、圧下率 20% (Hv 250~270), K 値 30 MPa√m の同一条件で、異なる供試材のき裂進展速度を比較すると両者はほぼ同じ値であった。従って、破面形態と同様に、供試材の種類によらず加工度 (硬さ) がき裂進展速度の支配因子の一つであることが示唆された。

Fig. 7 にマイクロビッカース硬さとき裂進展速度の関

Table 3 Crack growth rate of cold rolled SUS316L stainless steels.

Specimen	C.R. (%)	K value (MPa√m)	CGR-Av (m/s)	CGR-Mx (m/s)	
A40-30-1	40	31.9	5.60×10^{-10}	9.90×10^{-10}	TGSCC
A40-30-2	40	32.1	3.62×10^{-10}	5.76×10^{-10}	TGSCC
A40-20	40	20.4	2.71×10^{-10}	5.23×10^{-10}	TGSCC
A20-30	20	30.2	2.12×10^{-10}	3.28×10^{-10}	TGSCC / (IGSCC)
B20-30	20	31.5	2.29×10^{-10}	3.09×10^{-10}	TGSCC + IGSCC
A20-20	20	19.1	6.85×10^{-11}	1.32×10^{-10}	TGSCC + IGSCC
B20-20-1	20	18.3	1.47×10^{-10}	3.57×10^{-10}	TGSCC + IGSCC
B20-20-2	20	20.0	8.21×10^{-11}	1.75×10^{-10}	TGSCC + IGSCC
A10-30	10	30.6	-	-	No SCC
A10-20	10	20.0	$4.68 \times 10^{-11*}$	$7.62 \times 10^{-11*}$	IGSCC

Remarks: C.R.: cold rolling reduction; CGR-Av: Average crack growth rate;

CGR-Mx: Maximum crack growth rate

*: CGR was obtained by dividing Δa_{SEM} by the test time.

Fig. 7 Relationship between micro-Vickers hardness and the crack growth rates, (a) the average crack growth rate vs. average micro-Vickers hardness and (b) the maximum crack growth rate vs. maximum micro-Vickers hardness.

係を示す。図では平均き裂進展速度を表面硬化層を除く部分の平均硬さに対しプロットした場合(a), および最大き裂進展速度を該当する表面硬化層の硬さに対してプロットした場合(b)の両者を示した。いずれも硬さが大きいほどき裂進展速度が大きく、加工硬化がき裂進展速度に大きな影響を及ぼすことを示している。マイクロビッカース硬さと同様に、0.2%耐力とき裂進展速度の関係を Fig. 8 に示す。ここでのき裂進展速度は、文献値との比較を行うため最大き裂長さから算出した速度を使用している。同図から、本研究の結果と文献値に大きな違いは見られず、いずれも 0.2%耐力の増加とともにき裂進展速度も大きくなる傾向を示した。これらの結果から、0.2%耐力も SCC 感受性を評価するうえで重要な因子であると考えられる。

Fig. 9 にき裂進展速度の応力拡大係数依存性を示す。実線及び破線は日本機械学会の維持規格¹⁷⁾に示された SCC き裂進展速度評価線図であり、それぞれ太い実線は低炭素ステンレス鋼の溶接による硬化部位²⁾、破線は低炭素ステンレス鋼母材、また細い実線は鋭敏化ステンレス鋼に対応するき裂進展評価線図である。圧下率 40% (Hv 320) 及び 20% (Hv 250~270) の条件で得たき裂進展速度は低炭素ステンレス鋼用き裂進展評価線図の値と比較し 4 倍から 10 倍程度大きな値となっている。しかし、前に述べたとおり破面形態はシュラウド HAZ 部などの割れ形態と大きく異なるため、これらのデータは実機でのき裂進展挙動評価に適用すべきではない。一方、圧下率 10% (Hv 230) で得た試験片の破面形態は実機 SCC の大部分を占める割れ形態と同様であり、き裂進展速度評価線図に対応するデータ取得のため溶接部の硬化

Fig. 8 Relationship between 0.2% proof stress and the maximum crack growth rate.

Fig. 9 Dependency of the crack growth rate on the stress intensity factor for low carbon and sensitized stainless steels.

を冷間圧延で模擬する場合、圧下率で 10% 以下、Hv 230 程度以下を目安に加工した供試材を対象とすべきと考えられる。

5. 結 言

本研究では BWR 炉水を模擬した環境条件下で低炭素ステンレス鋼 SUS316L の SCC き裂進展速度に及ぼす加工硬化および応力拡大係数の影響を評価した。得られた結果は以下の通りである。

(1) SUS316L 鋼の SCC き裂進展速度は、冷間加工度および応力拡大係数の増加に伴い増大した。

(2) SCC 破面形態は、圧下率が 40%, 20%, 10% (マイクロビッカース硬さ Hv 320, 250~270 および 230) と低下するに従い、粒内割れ、粒内割れと粒界割れの混在、粒界割れへと変化した。圧下率 20% (Hv 250~270) 以上

の供試材破面はシュラウドなどの表面硬化層の割れ形態に対応し、10%圧延材 (Hv 230) の破面は損傷の大部分を占める SCC 進展部の割れ形態に対応していた。

(3) 溶接部の硬化を冷間加工により模擬し SCC き裂進展速度を取得する場合、冷間圧延による圧下率で10%以下、Hv 230 以下の加工を行った低炭素ステンレス鋼を対象とすべきことが示唆された。

参 考 文 献

- 1) Home page, Nuclear and Industrial Safety Agency, <http://www.nisa.meti.go.jp/index.html>
- 2) K. Kumagai, S. Suzuki, J. Mizutani, C. Shitara, K. Yonekura, M. Masuda and T. Futami, PVP-Vol.479, Residual Stress, Fracture, and Stress Corrosion Cracking, p. 217, PVP2004, ASME (2004).
- 3) M. Itow, M. Kikuchi, N. Tanaka, J. Kuniya, M. Yamamoto, S. Yamamoto, S. Suzuki, S. Namatame and T. Futami, PVP-Vol.479, Residual Stress, Fracture, and Stress Corrosion Cracking, p.167, ASME (2004).
- 4) A. Sudo and M. Itow, Proc. 5th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.251, ANS (1997).
- 5) P. L. Andresen, L. M. Young, W. R. Catlin and R. M. Horn, Corrosion/2002, Paper 02511, NACE (2002).
- 6) P. L. Andresen, P. W. Emigh, M. M. Morra and R. M. Horn, Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.816, ANS (2003).
- 7) P. L. Andresen, Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.870, ANS (2003).
- 8) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.834, ANS (2003).
- 9) T. Sato and T. Shoji, Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.862, ANS (2003).
- 10) T. Shoji, T. Yamamoto, K. Watanabe and Z. Lu, 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p.855, ANS (2003).
- 11) T. M. Angeliu, Proc. 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, Paper 0068, NACE (2002).
- 12) M. L. C. Marin, M. S. G. Redondo, G. de D. Velasco and D. Gomez Briceno, Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems - Water Reactors, p. 845, ANS (2003).
- 13) Japan Industry Standard, JIS G4304, 1999
- 14) American Society for Testing and Materials, E399-90, ASTM (1995).
- 15) American Society for Testing and Materials, E1823-96, ASTM (1995).
- 16) H. Kobayashi : "Hakai rikigaku", Kyoritsu Shuppan, p.91 (2002).
- 17) Japan Society of Mechanical Engineering, S NA1, JSME (2002).

(Manuscript received July 5, 2006;
in final form October 27, 2006)

要 旨

冷間圧延により圧下率を10%から40%まで変化させた低炭素ステンレス鋼 SUS316L 材を用いて CT 試験片を製作し、BWR 炉水模擬環境における SCC き裂進展試験を実施した。試験では一定荷重を与えコンパクト型 (1T-CT) 試験片の初期応力拡大係数が $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ あるいは $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ になるようにした。マイクロビッカース硬さ (平均値: Hv) の増加に伴い、き裂進展速度は増大する傾向を示し、Hv 250 以上では熊谷らによる加工硬化材の割れ進展速度暫定線図より大きな進展速度を示した。しかし、これら硬さ (圧下率) の大きい試験片の割れ形態はシュラウド熱影響部などに生じた SCC 損傷と異なり粒内型 SCC が支配的であった。一方、Hv 230 (圧下率 10%) の条件の試験片ではほぼ完全な粒界割れとなり、実機に生じた SCC と同様の割れ形態であった。これらの結果から、冷間加工材に対するき裂進展試験を行う際には、破面形態を十分に考慮し、実機と同等な破面を呈する加工度の試験片を用いる必要性が示唆された。

キーワード 沸騰水型原子炉, 応力腐食割れ, シュラウド, 低炭素ステンレス鋼, 冷間加工, 硬さ, 応力拡大係数, き裂進展試験