

## ステンレス鋼の溶接熱影響部での応力腐食割れ (SCC) 挙動の検討 —溶接線からの距離による影響—

### A Study on SCC Behavior in Weld Heat-Affected Zone of Stainless Steels —Influences of Distance from a Weld Line—

青木 政徳 (Masanori Aoki)\*<sup>1</sup> 寺地 巧 (Takumi Terachi)\*<sup>2</sup>  
山田 卓陽 (Takuyo Yamada)\*<sup>1</sup> 有岡 孝司 (Koji Arioka)\*<sup>1</sup>

**要約** これまで PWR 1 次系水質環境ではステンレス鋼の SCC は発生しないと長い間考えられてきたが、美浜 2 号機蒸気発生器 (SG) 管台セーフエンド部 (ステンレス鋼・SUS316) に SCC の可能性のある割れが確認された。割れは溶接線から 3~5 mm 離れた範囲に集中していたことから、PWR 1 次系水質環境におけるステンレス鋼の溶接熱影響部での SCC 感受性に及ぼす材料要因に関し溶接線からの距離の影響について検討した。試験材には SG 管台セーフエンド部を模擬した配管 (SUS316) を用い、水温 320 °C にて PWR 1 次系水質模擬環境下で SCC 進展試験を行った。また、溶接線からの距離に応じた金属組織、粒界組成および硬さ分布を確認した。

その結果 SCC 進展試験では、溶接線からの距離が 1~4 mm の領域において進展速度に有意な差は確認されなかった。一方、金属組織観察では、1~2 mm の粒界の一部に炭化物の析出が確認された。粒界組成分布においても、炭化物が確認された粒界では Cr 濃度の減少が確認された。硬さについては、溶接線から 1~4mm 離れた領域で高い硬さ分布が確認された。

溶接線から 1~2 mm の領域では炭化物の析出による SCC 抑制の可能性が考えられたが、溶接線から 1~4 mm の全領域で SCC 進展速度に差は確認されなかった。進展速度および硬さが共に 5~10 % 冷間加工の SUS316 と同程度であることから、溶接熱ひずみによる硬化がこの部位での進展速度へ影響を及ぼしていると考えられたが、実機で 3~5 mm の範囲に割れが集中した要因は SCC 進展試験結果からは説明できなかった。SCC 発生の観点での更なる検討が望まれる。

**キーワード** 応力腐食割れ, PWR 1 次系水質, ステンレス鋼, 溶接熱影響部, SCC 進展速度, 粒界組成, 硬さ分布

**Abstract** For a long time, it has been thought that stress corrosion cracking (SCC) does not occur for stainless steel exposed to the PWR primary water environment. But recently cracks that might be due to SCC were found in the steam generator (SG) inlet nozzle safe-end 3-5 mm away from a weld line at the Mihama Unit 2. Then the influences of the distance from a weld line on the SCC susceptibility were investigated in a weld heat-affected zone of stainless steels exposed to the PWR primary water environment. SCC growth tests were performed using SUS316 simulating the SG safe-end in the PWR primary water environment at 320 °C. And observations of micro structure, grain boundary composition and hardness distribution were measured to clarify the dependence on the distance from a weld line.

As a result, no significant differences were found in the SCC growth rate throughout the region 1-4 mm away from the weld line. Some carbide was observed at the grain boundaries 1-2 mm away from the weld line. In addition, the decrease of Cr concentration was recognized around such the grain boundaries. In the hardness profile, there was a peak around 1-4 mm away from the weld line.

In the region 1-2 mm away from the weld line, it was expected that the SCC resistance would be improved by the presence of carbide. But no significant differences were found in the SCC growth rate throughout the region 1-4 mm away from the weld line. Both growth rate and hardness are at the same level as SUS316 with 5-10% cold work, then, the SCC growth rate in this area might be affected by the hardening due to the thermal strain of welding heat. The reason why cracks were found only 3-5mm away from a weld line was not explained from the present SCC growth tests. Further examinations about initiation of SCC would be required.

**Keywords** Stress corrosion cracking; PWR primary water; Stainless steel; Heat-affected zone; SCC growth rate; Grain boundary composition; Hardness distribution.

\* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

\* 2 元(株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所 現在関西電力(株)

1. 緒言

応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking, SCC) は金属材料の重要な劣化事象の一つであり、原子力発電所においても高経年化対策の重要課題と考えられている<sup>(1)-(3)</sup>。沸騰水型軽水炉 (Boiling Water Reactor, BWR) では70年代頃からステンレス鋼のSCCの発生が報告されており<sup>(4)-(6)</sup>、比較的早い時期からBWR水質環境下におけるステンレス鋼のSCCに関する研究が進められてきた。

一方、加圧水型軽水炉 (Pressurized Water Reactor, PWR) では、蒸気発生器や原子炉圧力容器の管台部等で用いられているニッケル基合金 (600, 132合金) でSCCが発生し、その対策として600合金から690合金への変更などの措置がとられてきたものの、ステンレス鋼でのSCCについては照射の影響を受けたIASCCや酸素滞留部でのSCC発生のように一部の例外的な報告があるだけであった<sup>(7)-(9)</sup>。このようなことから、PWR 1次系環境下 (還元性雰囲気下) ではステンレス鋼のSCCは発生しないと長い間考えられてきた経緯があり、PWR 1次系水質環境下でのステンレス鋼のSCCに関する研究の歴史は浅く、メカニズムをはじめ未解明な部分が多い。

近年、美浜発電所2号機の蒸気発生器管台セーフエンド部 (ステンレス鋼) において、溶接線からの距離3~5mmの範囲に粒界割れが確認された<sup>(10)(11)</sup>。この事実はPWR 1次系水質環境下でもステンレス鋼にSCCが発生する可能性があることを示唆しており、PWR 1次系水質環境下でのステンレス鋼のSCCについてさらに詳細な検討が必要である。

SCCが発生した領域は溶接時に何らかの熱影響を受けていると考えられ、溶接部近傍の材料の変化として、いわゆる熱鋭敏化による変化と熱ひずみによる硬化が想定される。前者の熱鋭敏化による粒界Cr炭化物の生成およびその周辺でのCr欠乏層の生成については、実機セーフエンド材では明確な鋭敏化は報告されていない<sup>(10), (11)</sup>。一方、後者の熱ひずみによる硬化については、実機セーフエンド材においても溶接部近傍での硬化が確認されている<sup>(11)</sup>。これらの変化は、PWR 1次系水質環境下でのステンレス鋼のSCCに対して影響を及ぼすことが知られており、粒界炭化物

の生成はSCC進展抑制<sup>(12)~(14)</sup>に、粒界Cr濃度の減少および材料の硬化はSCC進展促進<sup>(12), (13)</sup>にそれぞれ寄与する。また、鋭敏化のように炭化物の生成と粒界Cr濃度の減少が同時に起こる場合では抑制側に作用する。このように熱による材料変化はSCCに対し相反する影響を及ぼし、また溶接の入熱や材料組成によって鋭敏化や熱ひずみによる硬化の程度も変化するので、実機あるいは実機を模擬した試験材での挙動把握が必要である。

以上のことから、割れが3~5mmの範囲に集中したことに着目し、溶接熱影響部 (Heat-Affected Zone, HAZ部) でのSCC進展感受性に及ぼす材料要因 (金属組織や粒界組成等) による影響を評価するため、ステンレス鋼の溶接線からの距離とSCC進展速度や粒界組成、硬さとの相関について検討した。

2. 試験方法

2.1 試験材

試験材 (モックアップ材) の形状を図1に示す。この試験材はPWRの圧力容器出口セーフエンド-主冷却配管 (Main Coolant Pipe, MCP) 継手を模擬して作製された管材である。セーフエンド部の材料はステンレス鋼 SUS F316 (JIS G 3214(1991) SUS F 316) であり、材料組成および機械的特性をそれぞれ表1および表2に示す。

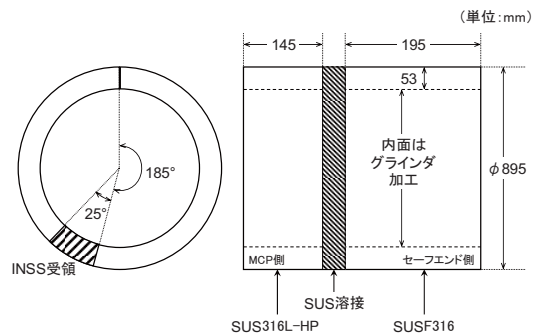


図1 試験材の形状

表1 試験材の材料組成 (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
SUS F316	0.05	0.52	1.81	0.023	< 0.001	13.11	16.08	2.11	0.04

表2 試験材の機械的特性 (室温)

0.2% 耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び <sup>a</sup> (%)	絞り (%)	硬さ (HV1)
246	526	60	81	143

## 2.2 試験片

試験材から SCC 進展試験用に試験片を採取, 加工した. 試験片の形状を図2 および図3 に示す. 試験片は ASTM (American Society for Testing and Materials, 米国材料試験協会) (E399) <sup>(15)</sup>にて標準化された 0.7TCT (0.7 インチ厚の CT (Compact Tension)

の意) および 0.5TCT 試験片とした. 採取位置例を図4 および図5 に示す. 試験片切り欠き位置については, 溶接線からの距離が 0.7TCT の場合は 1, 4 mm, 0.5TCT の場合は 1, 2, 3, 4 mm となるようそれぞれ採取した.

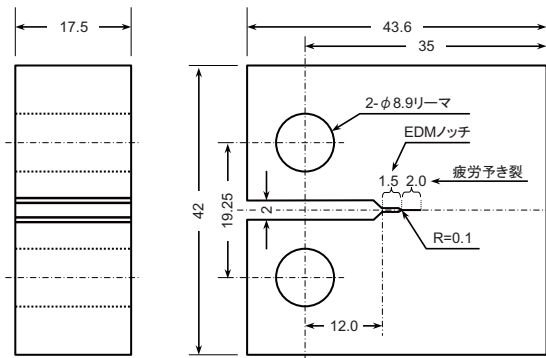


図2 0.7TCT 試験片寸法 (単位: mm)

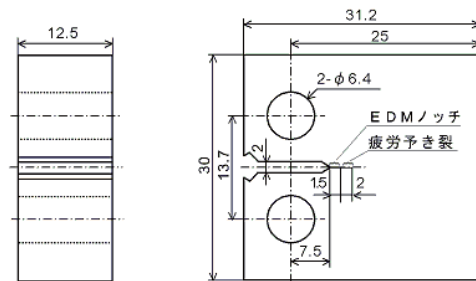


図3 0.5TCT 試験片寸法 (単位: mm)

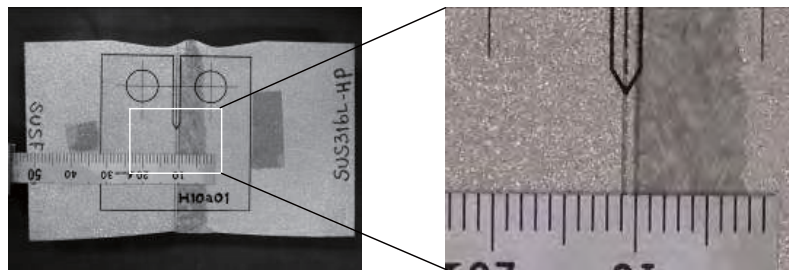


図4 0.7TCT 試験片の採取位置 (例: 溶接線からの距離 1mm)

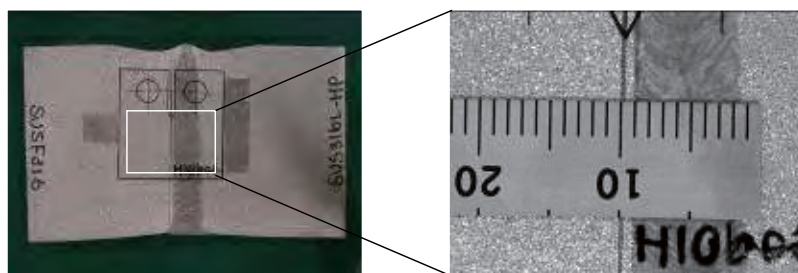


図5 0.5TCT 試験片の採取位置 (例: 溶接線からの距離 1mm)

### 2.3 SCC 進展試験

本研究で実施した SCC 進展試験には、循環ループ付の腐食試験装置を使用した。装置の概略図を図 6 に示す。試験環境は PWR の 1 次系を模擬した環境とするために、あらかじめホウ酸と水酸化リチウムにて 500 ppm B + 2 ppm Li の水を調製し、Ar 脱気により溶存酸素濃度を 5 ppb 以下とした。その後、水質調整槽の気相部を水素置換することにより、実機で広く適用されている溶存水素濃度 (DH) 30 cc-STP/kg-H<sub>2</sub>O とした。試験温度は 320℃ に設定した。

試験は 0.7TCT 試験片では 3,921 時間 (台形波 983 時間 + 定荷重試験 2,938 時間, 15.14 kN), 0.5TCT 試験片では 6,321 時間 (定荷重試験のみ, 6.92 kN) 実施した。また試験荷重は試験初期の応力拡大係数 (K) が 0.7TCT の場合  $K \approx 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , 0.5TCT の場合  $K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる条件を選定し、荷重負荷は設定温度に到達して安定が確認された後に開始した。

なお、選定した応力拡大係数の有効性は試験片の強度に依存する。本試験においては、後述する試験片採取位置の硬さから 5% 冷間加工した SUS316 と材料強度が同程度であると仮定した。5% 冷間加工 SUS316 材の 320℃ の引張試験結果は、著者ら<sup>(16)</sup>の既報告値である耐力 243 MPa, 引張強さ 458 MPa を用いた。

試験後に疲労荷重により破面を開放し、SCC 進展長さを走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) にて評価し、き裂の板厚方向における平均進展長さを試験時間で除することにより平均 SCC 進展速度を導出した。

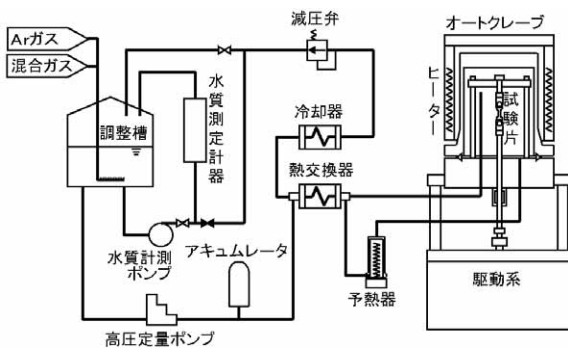


図 6 循環ループ付腐食試験装置概略図

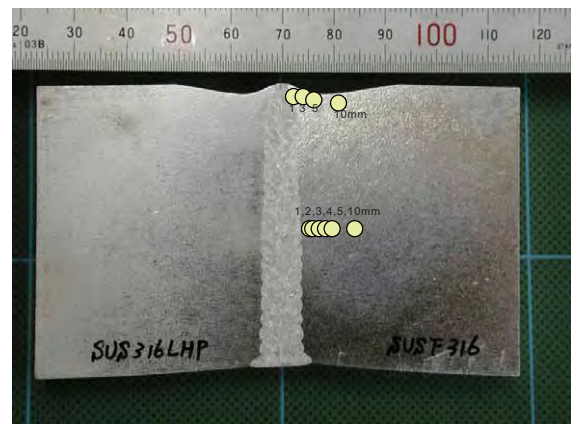
### 2.4 TEM 組織観察

試験材の溶接線からの距離と金属組織や粒界組成との関係について、高分解能の透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope, TEM) により評価を行った。図 7 に示したように、SCC 進展試験に使用したのと同じ試験材 (SUS F316) を用い、配管内部溶接線から 1 mm, 2 mm, 3 mm, 4 mm, 5 mm および 10 mm, 配管表面 (接液面) の溶接線から 1 mm, 3 mm, 5 mm および 10 mm の位置にて各々試料を採取し、電解研磨法 (ツインジェット) により TEM 観察用薄膜試料を作製した。

併せて各試料採取位置での粒界付近の組成分布も測定した。確認された粒界析出物周辺については、さらに電子線回折およびエネルギー分散型 X 線分光 (Energy Dispersive X-ray Spectrometry, EDS) により析出物の同定を行った。

### 2.5 硬さ測定

試験材の溶接線近傍における硬さ測定 (マイクロピッカース硬さ) も行った。SCC 進展試験に用いた CT 試験片採取位置相当の近傍を HV0.05 (50 g) により測定した。また硬化領域を詳細に測定するために HV0.01 (10 g) による測定も行った。



(内部 2、4 mm および表面 3 mm は 2 枚目から採取)

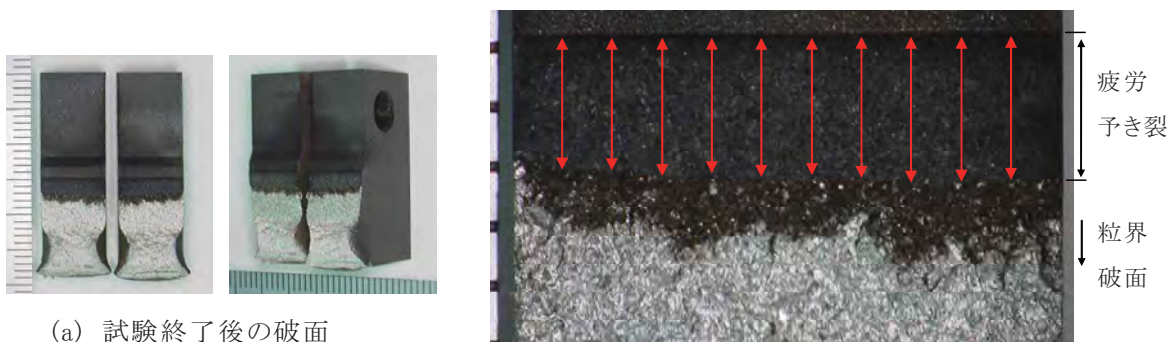
図 7 TEM 用薄膜試料採取位置

### 3. 試験結果

#### 3.1 SCC 進展試験

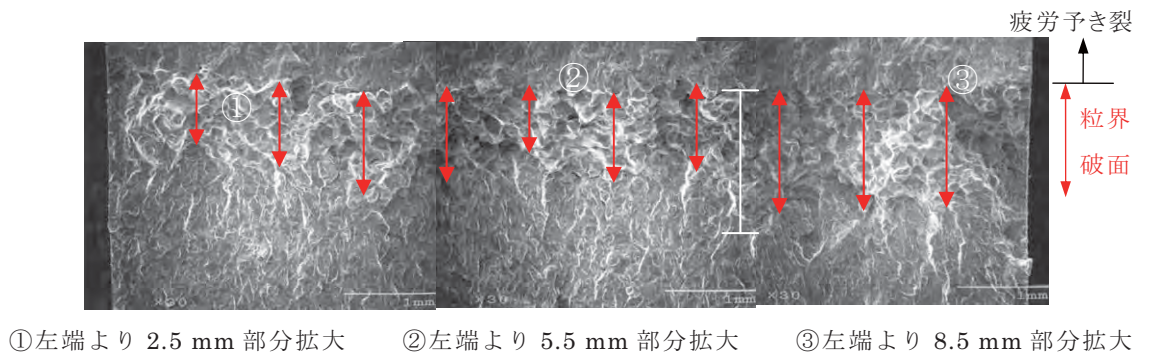
0.7 TCT 試験片では溶接線から 1 mm および 4 mm の位置, 0.5 TCT 試験片では溶接線から 1, 2, 3, 4 mm の位置における SCC 進展試験をそれぞれ行った. この結果, いずれの試験片からも粒界型の SCC 進展 (Inter-Granular Stress Corrosion Cracking, IGSCC) が観察された. その観察例を図 8 に示す.

また SCC 進展速度については, 0.7 TCT 試験片では台形波条件と定荷重条件を区別せず粒界破面の観察された平均き裂深さを総試験時間 3,921 時間 (台形波 983 時間 + 定荷重 2,938 時間) で除することにより求めた. この結果, 各試験片の SCC 進展速度は  $3\sim 4 \times 10^{-8}$  mm/sec であった. 0.5 TCT 試験片では粒界破面の観察された平均き裂深さを総試験時間 6,321 時間で除することにより求めた. この結果, 図 9 に示したように各試験片の SCC 進展速度は  $3\sim 5 \times 10^{-8}$  mm/sec であった.



(a) 試験終了後の破面

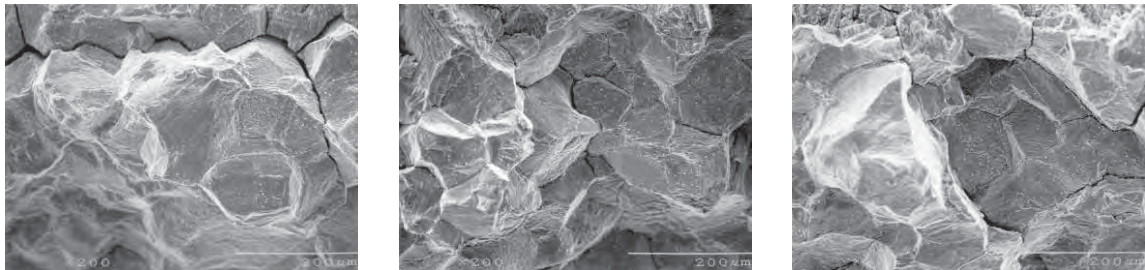
(b) 試験終了後の破面拡大図



①左端より 2.5 mm 部分拡大

②左端より 5.5 mm 部分拡大

③左端より 8.5 mm 部分拡大



(c) 試験後の破面 SEM 像

図 8 SCC 進展試験後の破面観察例 (0.5TCT, 溶接線から 1mm)

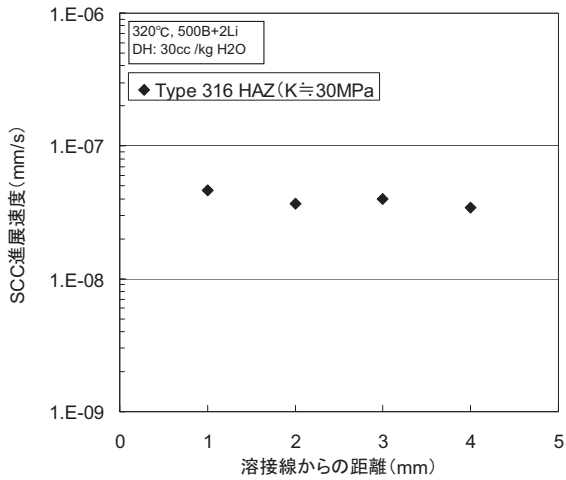


図9 0.5TCT 試験片による溶接線からの距離と SCC 進展速度

### 3.2 TEM 組織観察

TEM による金属組織および粒界近傍の観察結果を図 10 および図 11 に示した。概して転位が多い組織が認められ、すべり線も多く認められた (図 10)。また粒界近傍の観察像では、試料配管内部での観察のうち、溶接線から 1, 2 mm のものでは粒界析出物が確認されたが、他の観察部位では析出物は確認できなかった (図 11)。

TEM 観察により確認された粒界析出物について、電子線回折および EDS により組成分析等を行った。その結果、図 12 のようにいくつかの析出物については炭化物 ( $M_7C_3$ ) であることが確認された。

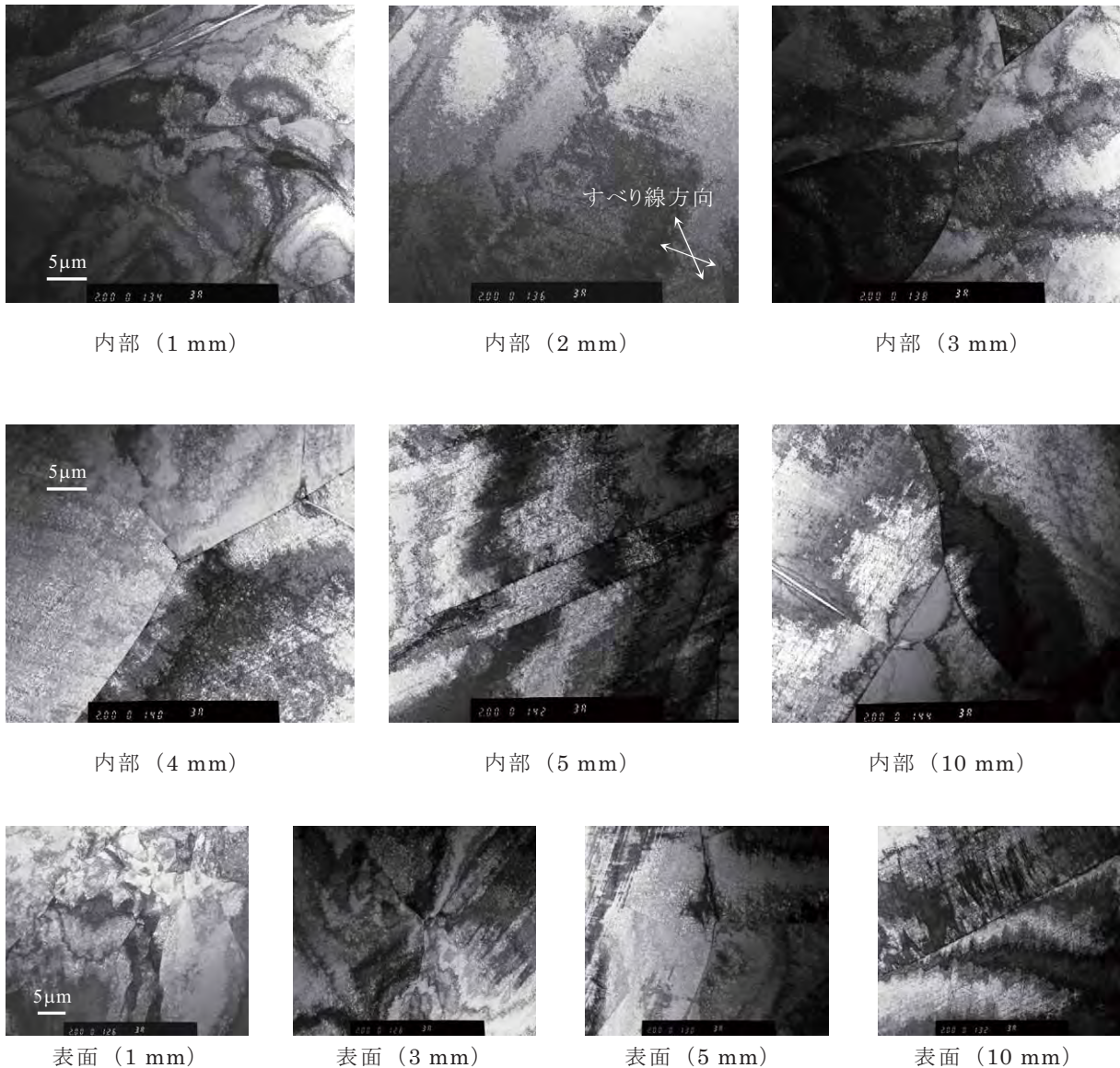


図 10 TEM による金属組織観察結果 (カッコ内は溶接線からの距離)

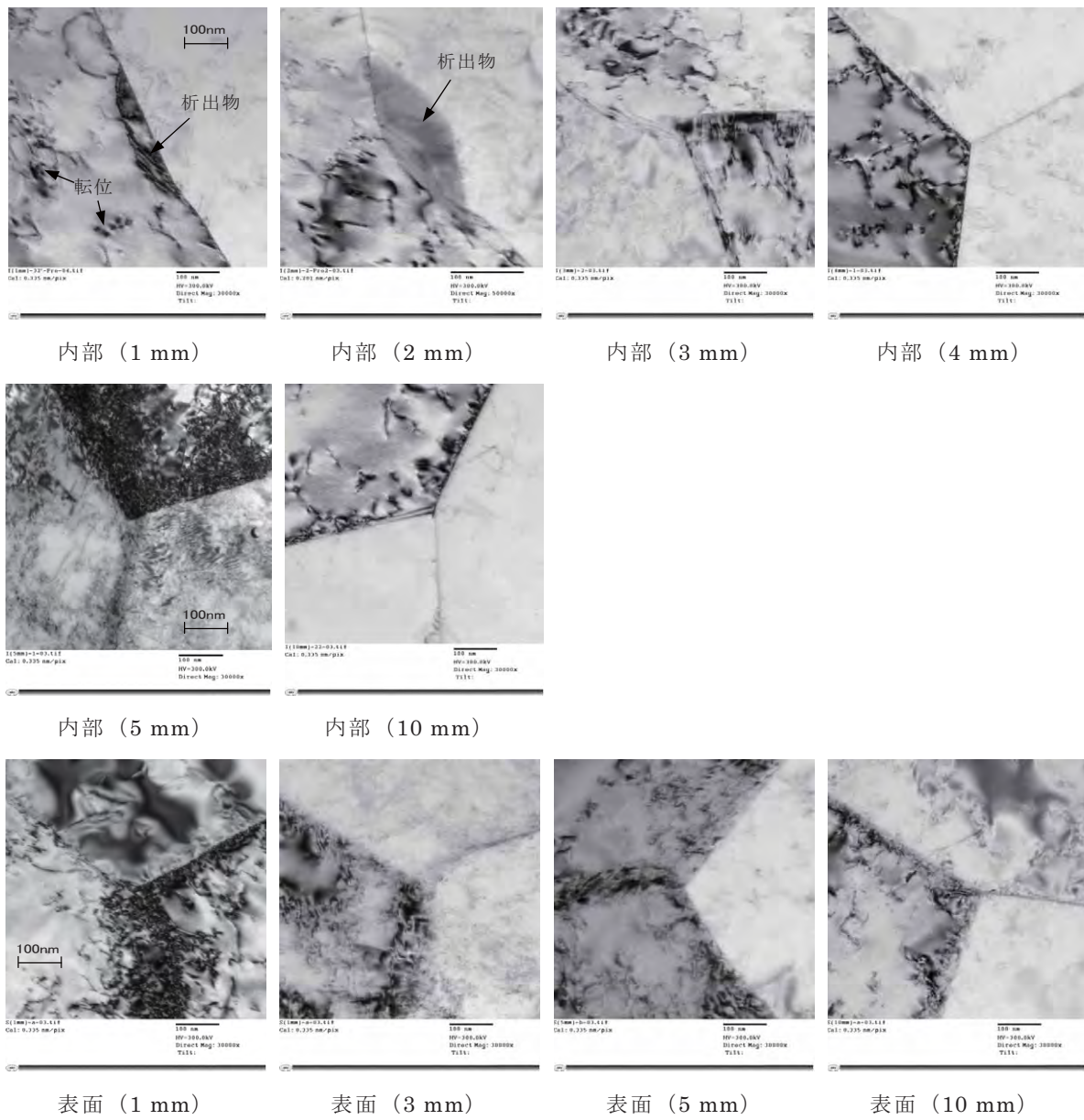
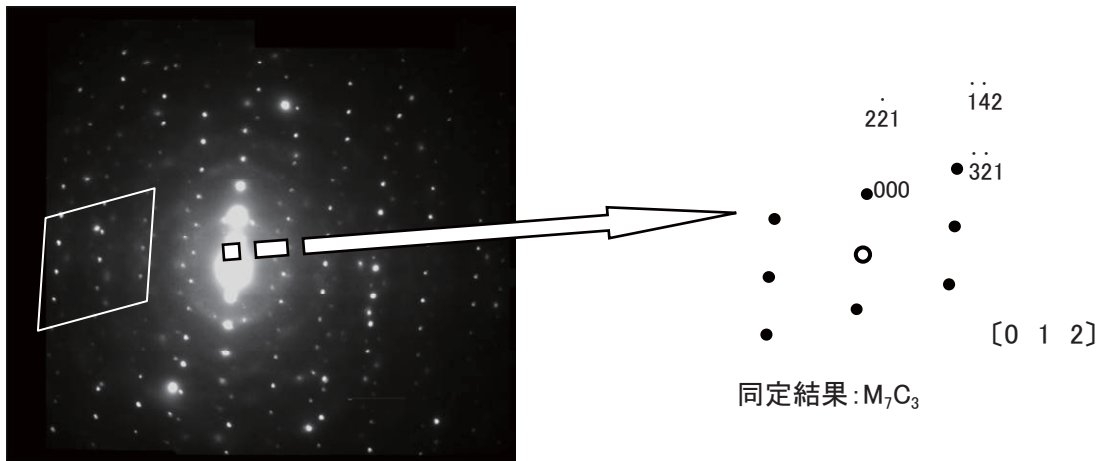
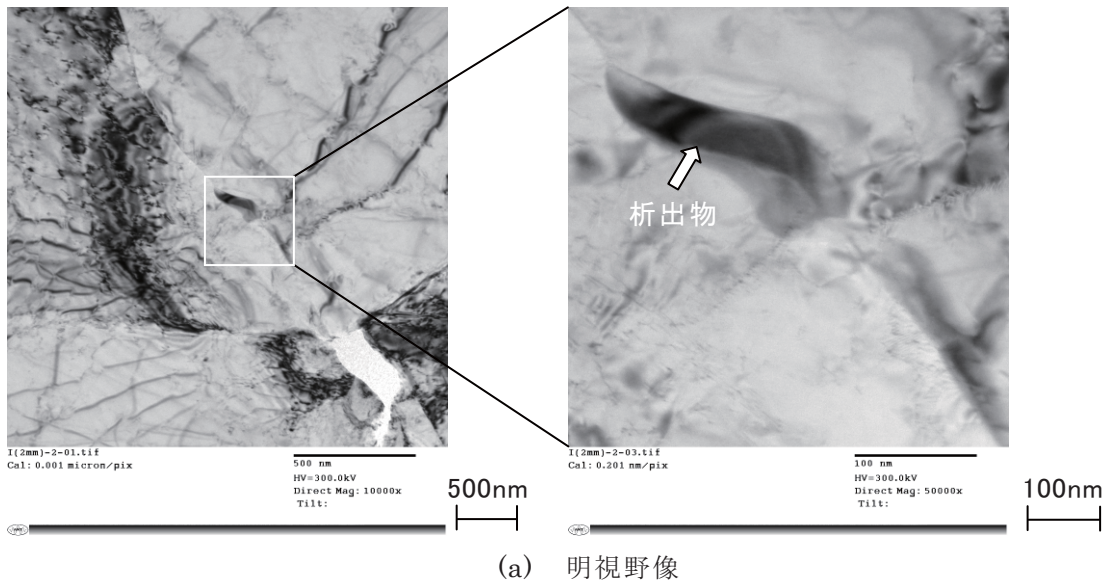
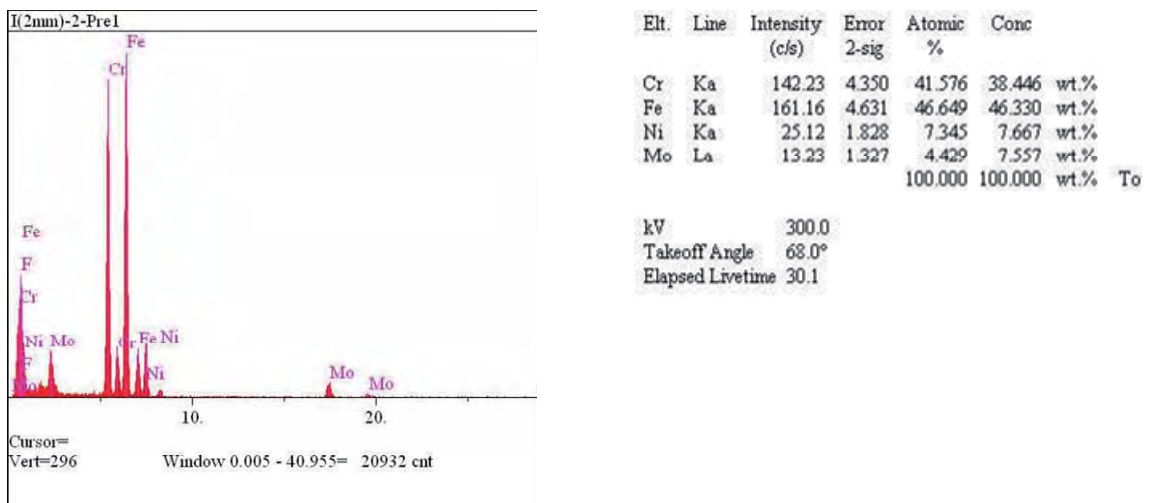


図11 粒界近傍でのTEM観察像（カッコ内は溶接線からの距離）



(b) 粒界析出物の電子線回折像



(c) 粒界析出物の EDS 分析結果

図 12 TEM による粒界析出物の観察結果 [試料: 内部, 溶接線より 2mm]



また各試料の粒界近傍をラインスキャンし、EDS による組成分析を実施した。この分析結果をもとに粒界近傍の Cr, Ni, Fe および Mo の組成分布をそれぞれ図 13~図 16 に示した。その結果、炭化物が確認さ

れた粒界部で Cr 濃度の局所的な低下が確認されたものの、溶接線からの距離による顕著な差は認められなかった。

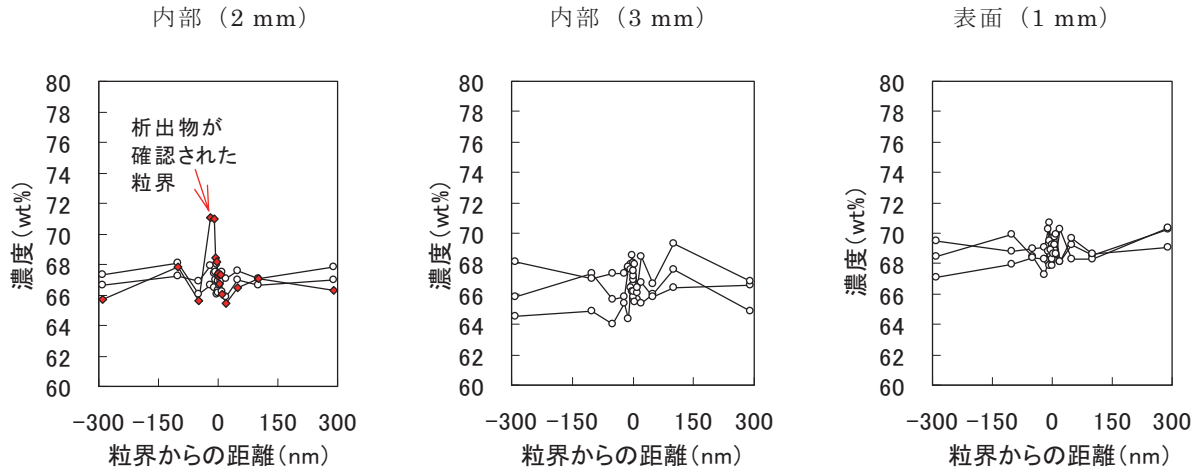


図 13 粒界部近傍の Cr 分布状況

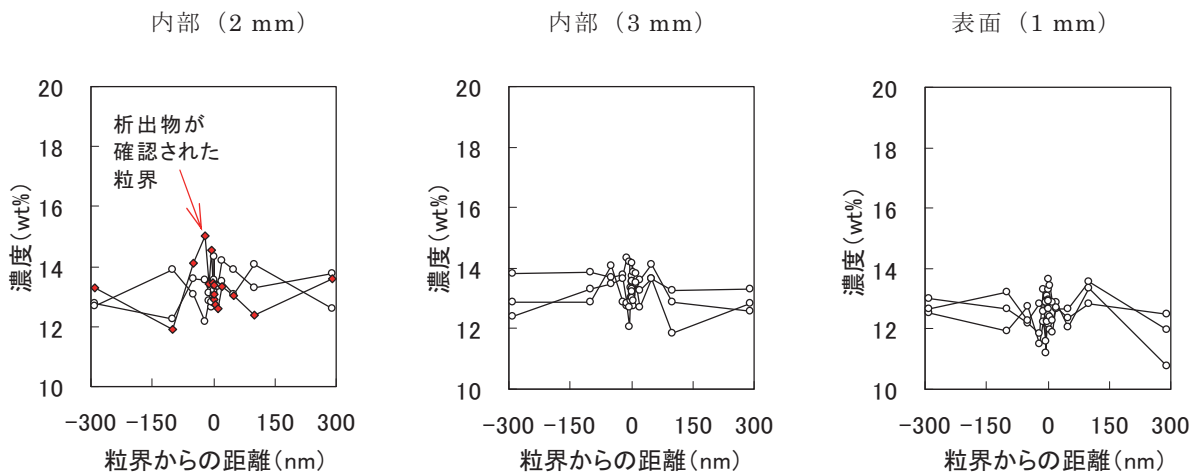


図 14 粒界部近傍の Ni 分布状況

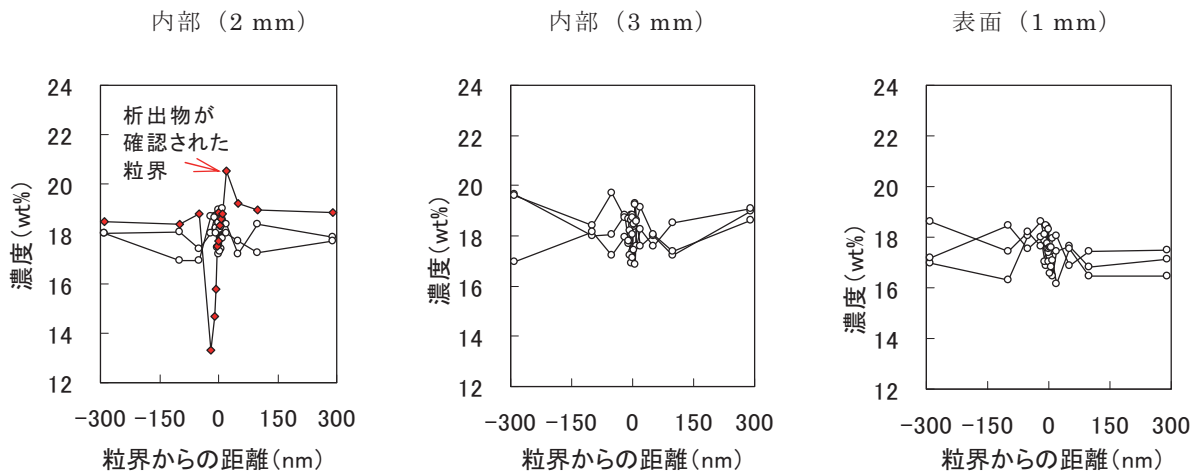


図 15 粒界部近傍の Fe 分布状況

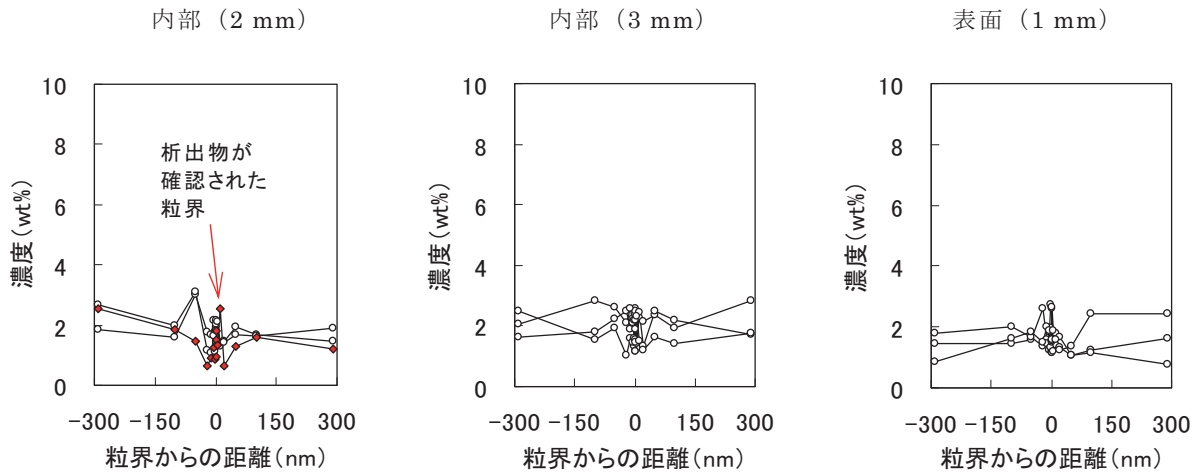


図 16 粒界部近傍の Mo 分布状況

### 3.3 硬さ測定

ビッカース硬さ HV0.05 (50 g) による溶接線からの距離に応じた硬さ分布の結果を図 17 に示す。概ね溶接線から離れるほど硬さが低くなる傾向が確認され、20 mm 程度離れると硬さは母材と同等となり、それ以上離れても硬さはほとんど変化しなかった。硬化領域は 1~4 mm に見られ、この領域内では硬さはほとんど変化がなく、(美浜 2 号機で割れの生じた)

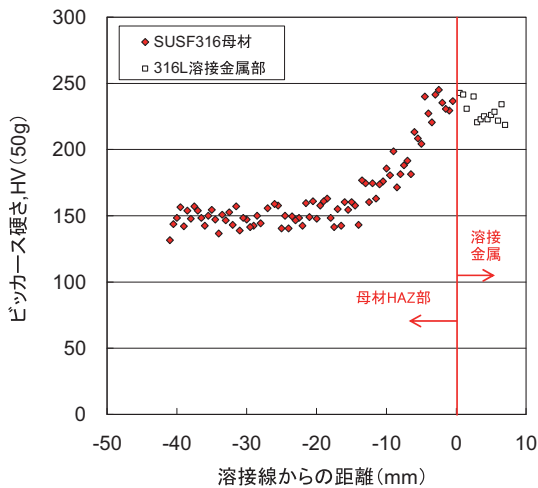


図 17 HV0.05 (50g) による溶接線からの距離による硬さ分布

3~5 mm の領域にも有意な特徴は確認されなかった。そこで硬化領域付近を詳細に確認するため、HV0.01 (10 g) にて溶接線近傍の硬さを測定した。図 18 に示したように 100 μm スパンで測定し、その結果を図 19 のようにマッピングした。溶接線が直線ではないことから、各測定行ごとに起点 (溶接線位置) を補正し、図 20 のように距離ごとに硬さ分布を集計した。なお図中のバー表示は実際の測定結果のばらつき範囲を示し、その最大値と最小値の平均を点で表示した。

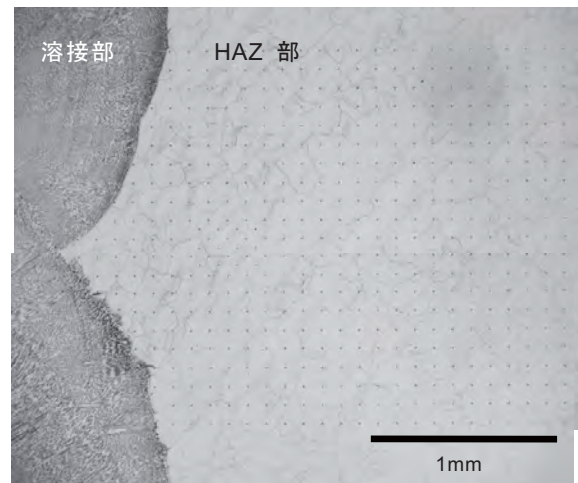


図 18 HV0.01 (10 g) での硬さ測定箇所 (灰色の点表示部分)

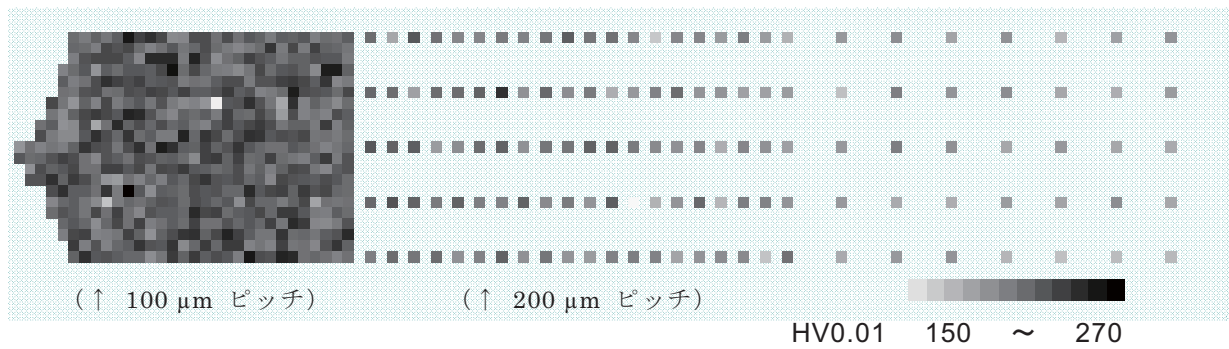


図19 HV0.01 (10g) 測定結果のマッピング

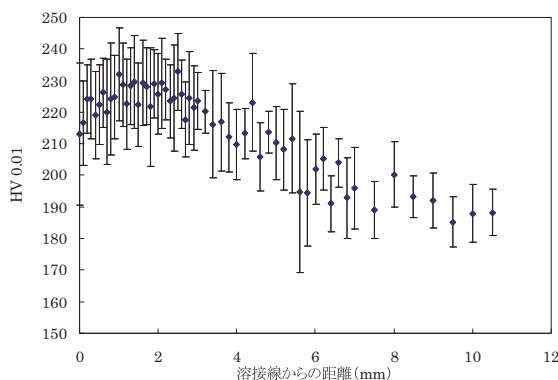
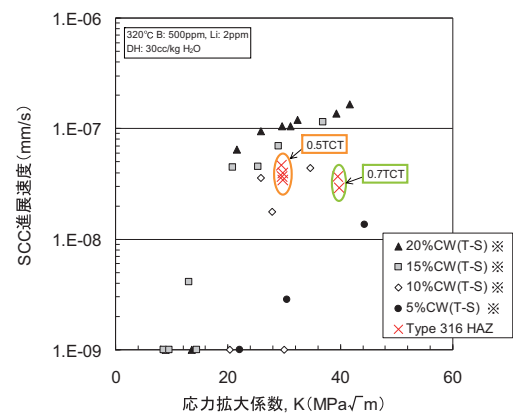


図20 HV0.01 (10g) による溶接線からの距離による硬さ分布



※: K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, Corrosion, Vol. 63, No. 12, pp. 1114-1123, (2007).

図21 応力拡大係数 (K) と SCC 進展速度

#### 4. 考察

0.7TCT および 0.5TCT による各 SCC 進展試験においては、両試験とも各試験片の SCC 進展速度は同程度 ( $3\sim 5 \times 10^{-8}$  mm/sec) であり、溶接線からの距離と SCC 進展速度に有意な差は認められなかった。

また、0.7TCT、0.5TCT の各試験で得られた SCC 進展速度結果を負荷した応力拡大係数 (K) に対してプロットしたものを図 21 に示す。比較のため、INSS で採取した冷間加工材の SCC 進展速度<sup>(16)</sup>を同時に示した。この図から、溶接部近傍の SCC 進展速度は 5~10% 冷間加工材と同程度であった。

TEM による金属組織観察結果や粒界組成分布についても、溶接線からの距離が変化しても大きな差は認められなかった。ただし、1 mm と 2 mm の粒界の一部に析出物が観察され、この粒界周辺では Cr 濃度の減少 (図 13) および Ni および Fe の若干の増加 (図 14, 図 15) が確認された。これは溶接熱による鋭敏化の特徴であり、炭化物がクロムカーバイドとして析

出する際に周辺の Cr を消費したことで Cr 濃度が減少し、相対的に Ni や Fe 濃度が上昇したものと考えられる。また、図 16 のように Mo についてはほとんど有意な差は認められなかった。Mo の場合は含有する絶対量が少ないため、相対的濃度上昇を確認できなかったものと考えられる。

一方硬さについては、図 17 のように溶接線からの距離が 1~4 mm の領域で高い硬さ分布が確認され、20 mm 程度離れると硬さはほぼ母材と同等となった。このことから硬さの観点では溶接線から 20 mm 程度まで離れると、溶接熱の影響はほぼ無視できると考えられる。また、硬化領域 (1~4 mm) の硬さは図 17 および図 20 から概ね 220~245 と評価された。図 22 に示すように、この硬さは INSS の SUS316 の冷間加工度と硬さの相関図<sup>(17)</sup>から、冷間加工度で 5~10% と同程度であった。

なお、実機での粒界腐食割れが 3~5 mm と溶接線に近い位置で発生していたことから、材料の硬さが割れの発生に影響している可能性があるが、今回の試験

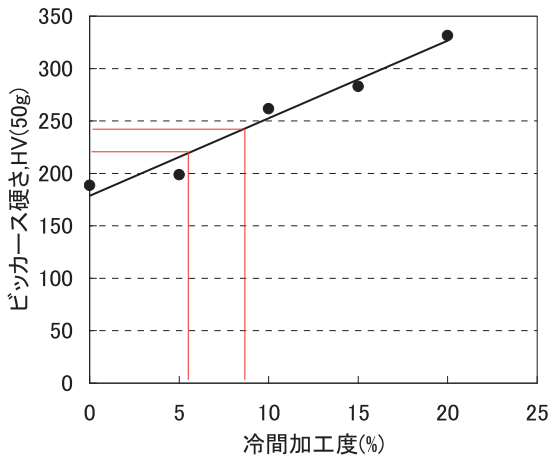


図 22 SUS316 の冷間加工度と硬さの相関図

材の硬化領域 (1~4 mm) と完全には一致していない。これまでの研究で、PWR 1 次系水質環境下ではステンレス鋼の鋭敏化が SCC 進展の抑制に作用することが報告されている<sup>(12)-(14)</sup>。このことから、硬化領域 (1~4 mm) のうち炭化物が析出した領域 (1~2 mm) では析出しなかった領域 (3~4 mm) に比べて SCC 感受性が低く抑えられている可能性が考えられたが、SCC 進展試験の結果では 1~4 mm の領域で SCC 進展速度に顕著な差は確認されなかった。

以上のように、溶接線からの距離が 1~4 mm の領域では SCC 進展速度および硬さが共に 5~10% 冷間加工の SUS316 と同程度であることから、熱ひずみによる材料の硬化がこの部位での SCC 進展速度に影響を及ぼしていると考えられるが、実機で 3~5 mm の範囲に割れが集中した要因は SCC 進展試験結果からは説明できなかった。SCC 発生 の観点での更なる検討が望まれる。

## 5. まとめ

実機セーフエンド配管を模擬した試験体より、溶接線から 1~4 mm の位置に応じた試験片を採取し、PWR 1 次系水質環境下で SCC 進展試験を実施した。その結果、全ての試験片で粒界型の SCC 進展 (IGSCC) が観察され、その SCC 進展速度は溶接線からの距離 (1~4 mm) に係わらず同程度であり、5~10 %CW の SUS316 と同程度の速度であった。

TEM 観察の結果、溶接線から 1 mm および 2 mm の粒界の一部に炭化物の析出が認められ、この粒界近傍では鋭敏化による Cr 濃度の減少が確認された。

3~10 mm の領域で鋭敏化に伴う析出物、粒界組成の変化は確認されなかった。また 1~10 mm の領域において、すべり線や転位が多数観察された。

ビッカース硬さ計による硬さ分布では、溶接線から 1~4 mm の領域で高い硬さ分布が確認された。この 1~4 mm の領域の硬さはほぼ同程度で、5~10 %CW の SUS316 と同程度の硬さであった。

溶接線から 1~4 mm の領域では、SCC 進展速度および硬さが共に 5~10 %CW の SUS316 と同程度であることから、溶接熱ひずみによる硬化がこの部位での SCC 進展速度に影響を及ぼしていると考えられたが、実機で 3~5 mm の範囲に割れが集中した要因は SCC 進展試験結果からは説明できなかった。SCC 発生 の観点での更なる検討が望まれる。

## 謝辞

本研究は PWR 電力 5 社委託による (社) 腐食防食協会の「オーステナイトステンレス鋼の粒界割れ発生メカニズムの究明に関する研究 (Step2)」の一環として実施されたものである。関係された方々ならびに本研究の遂行にご協力いただいた (株) 原子力安全システム研究所 材料グループの村上公治氏、平尾充司氏、高瀬亮人氏に感謝し、この場を借りて謝意を表します。

## 文献

- (1) W. Bamford and J. Hall, "A Review of Alloy 600 Cracking in Operating Nuclear Plants Including Alloy 82 and 182 Weld Behavior", *Proc. of ICONE12, 12<sup>th</sup> Int. Conf. on Nuclear Engineering*, April 25-29, Arlington, Virginia USA, (2004).
- (2) S. Thomas, "PWSCC of Bottom Mounted Instrument Nozzles at South Texas Project", *Proc. of ICONE12, 12<sup>th</sup> Int. Conf. on Nuclear Engineering*, April 25-29, Arlington, Virginia USA, (2004).
- (3) O. K. Chopra, "Crack Growth Rates of Alloy 600 from the Davis-Besse Reactor CRDM Nozzle #3 in PWR Environment", *Proc. of PVP2005*, July 17-21, Denver, Colorado USA, (2005).
- (4) J. Y. Park, S. Danyluk, R. B. Poeppe and C. F. Cheng, "Metallurgical Examination of Cracks

- in the Dresden-2 BWR Emergency Core-Spray System 10-inch Diameter Piping, "ANL ACK No. 5661, April (1976).
- (5) J. C. Danko, R. E. Smith, D. W. Gandy, "Effect of surface preparation on crack initiation in welded stainless steel piping", Proceedings of the Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactor, D. Cubicciotti Chair, American Nuclear Society, Monterey, CA, 1991, p. 372.
- (6) K. S. Ramp, G. M. Gordon, "Fabrication and operating history consideration in assessing relative SCC susceptibility of BWR components, "Proceedings of the Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactor, D. Cubicciotti chair, American Nuclear Society, Monterey, CA, 1991, p. 365.
- (7) J. M. Boursier, S. Gallet, Y. Rouillon et al., "Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in PWR Primary Water : An Update of Metallurgical Investigations Performed on France Withdrawn Components", *Proc. Int. Symp. Fontevraud 5*, Sept. 23-27 (2002).
- (8) T. Couvant, P. Moulart, L. Legras et al., "PWSCC of austenitic stainless steels of heaters of pressurizers", *Proc. Int. of Fontevraud 6*, (2006).
- (9) Nuclear Industry Safety Agency (NISA), Cracks on the Inner Surface of the Welds at Primary Water Inlet and Outlet Nozzle to Steam Generators, NISA, Feb. 05 (2008).
- (10) 保安院プレス発表資料, "関西電力(株)美浜発電所2号機A-蒸気発生器1次冷却材入口管台溶接部の損傷の原因と対策に係る関西電力(株)からの報告及び検討結果について", <http://warp.da.ndl.go.jp/info:ndljp/pid/2444841/www.meti.go.jp/press/20080204007/mihama.pdf>.
- (11) T. Shoji, K. S. Lu, S. Hirano et al., "Effects of Cold Work and Stress on Oxidation and SCC behavior of Stainless Steels in PWR Primary Water Environments", *Proc. Int. Symp. Fontevraud 7*, Sept. 26-30(2010).
- (12) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and R. W. Staehle, "Intergranular Stress Corrosion Cracking Behavior of Austenitic Stainless Steels in Hydrogenated High-Temperature Water", *Corrosion*, Vol. 62, No. 1, pp74-83, (2006).
- (13) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, "Influence of Carbide Precipitation and Rolling Direction on Intergranular Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Hydrogenated High-Temperature Water", *Corrosion*, Vol. 62, No. 7, pp568-575, (2006).
- (14) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and T. Miyamoto, "Dependence of Stress Corrosion Cracking for Cold-Worked Stainless Steel on Temperature and Potential, and Role of Diffusion of Vacancies at Crack Tips", *Corrosion*, Vol. 64 No. 9, pp691-706, (2008).
- (15) ASTM E 399-90 (Reapproved 1997) p.15-17.
- (16) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, "Influence of Cold Work on IGSCC of 316Stainless Steel in Hydrogenated High-Temperature Water", *Corrosion*, Vol. 63, No. 12, pp1114-1123, (2007).
- (17) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, "SCC growth behavior of stainless steel weld heat-affected zone in hydrogenated high temperature water", *INSS Journal*, Vol. 17, pp150-158, (2010).