

# 実機取替材を活用した炭素鋼の長期供用影響の確認への取組み

Efforts to investigate long-term aging effect utilizing a harvested carbon steel material from a replaced component

金島 慶在 (Yoshiari Kaneshima)<sup>\*1</sup> 大厩 徹 (Toru Oumaya)<sup>\*1</sup>

山田 卓陽 (Takuyo Yamada)<sup>\*1</sup> 國谷 耕平 (Kohei Kokutani)<sup>\*1</sup> 有岡孝司 (Koji Arioka)<sup>\*1</sup>

**要約** 冷間加工炭素鋼に関するこれまでの研究成果として、高温大気中(270°C~380°C)および高温水中(280°C~360°C)における亀裂発生・進展挙動に及ぼすキャビティの役割が報告されている。本報告では、亀裂進展がキャビティ生成により引き起こされること、および、亀裂発生に及ぼすキャビティ生成の役割について解説した。また、実機取替材を活用した長期供用影響の確認として、運転温度186°Cで約134,512時間使用された主給水系統の逆止弁と配管の溶接部を対象に、硬さが比較的高い粗粒域の粒界でSEM観察を実施した。その結果、キャビティの存在は確認できなかったことから、本報告の条件では、粒界割れの要因となるようなキャビティの発生や粒界への集積の可能性は極めて低いと考えられた。SCC機構の検討やSCC予測には、実機材料での知見拡充や確認が有効であり、炭素鋼については、より高加工度、高温、水素の取込が考えられる部位で長期間使用された実機取替材を活用した検討が望まれる。

**キーワード** 冷間加工炭素鋼、高温水中応力腐食割れ、クリープ、キャビティ生成、亀裂発生、亀裂進展速度

**Abstract** As a result of research on cold-worked carbon steel, the role of cavities in crack generation and growth behavior in high-temperature air (270°C to 380 °C) and high-temperature water (280°C to 360°C) has been reported. We explained that crack growth is caused by cavity formation also explained and the role of cavity formation in crack initiation. As a confirmation of the long-term service impact using the replaced actual equipment material, SEM observation was performed at the grain boundaries in the coarse grain region where the hardness is relatively high, for the welded part of the check valve and piping of the main water supply system used for about 134,512 hours at an operating temperature of 186°C. As a result, the existence of cavities could not be confirmed, so it was considered that the possibility of cavity generation and accumulation at grain boundaries, which would cause grain boundary cracks, is extremely low under this condition. For studying and predicting the SCC mechanism, it is effective to expand and confirm the knowledge of actual equipment materials, and for carbon steel materials, it is necessary to consider the SCC mechanism using the replaced actual equipment material used for a long term operation in the parts where higher cold working, high temperature, and hydrogen uptake are considered.

**Keywords** Cold worked carbon steel, stress corrosion cracking in high temperature water, creep formation of cavities, crack initiation, crack growth rate

## 1. はじめに

実機プラントの取替材を用いた調査は、機器の劣化状況が把握できるため、機器の補修や取替計画策定を考えるうえで有用である。また、実機で長期間使用された材料を分析することは、長期間供用後の材料の経年変化や劣化メカニズムを解明するうえで貴重なデータとなる。

INSSでは、これまで多くの材料研究に取り組んでおり、ステンレス鋼やインコネル材など、主にPWR1次系の主管系統に使用される材料について、実験による材料劣化メカニズムの解明や寿命予測の研究を行うとともに、実機材を用いた研究や調査を数多く実施し、原因究明や

劣化メカニズムの解明や寿命予測に繋げてきた<sup>(1)~(6)</sup>。

一方、PWR2次系の系統部材に使用される材料については、実験や実機材分析等による材料研究の例は少なく、例えば、PWR2次系の機器や配管に多く使用される炭素鋼材料については、原子力プラント環境下における亀裂発生・進展に関する十分な検討例はなかった。

しかし近年、カナダの重水炉で強加工炭素鋼材において、これまでにない低温(310°C)での応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking, SCC)と低温クリープの発生例<sup>(7)~(10)</sup>が報告され、これを契機に、有岡らは、炭素鋼における高温水中および大気中での亀裂進展挙動を調査し報告した<sup>(11)~(15)</sup>。

\*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

ただし、これまで、軽水炉プラントにおいては、炭素鋼材料でSCCやクリープによるトラブルが発生したとの報告例はなく、そのため、実機材を用いた分析調査は行われてこなかったが、亀裂進展挙動を解明するうえで、実機材の調査を行うことは重要であると考え、取替工事で出された実機材を入手し、その分析を行った。

本報告では、炭素鋼材料について、これまでに報告されている亀裂発生、進展挙動の研究成果を纏めるとともに、メカニズムの確認のために実施された実機供用炭素鋼材料における調査結果を報告し、実機取替材を活用した長期供用影響の確認の必要性や有効性を述べる。

## 2. 炭素鋼材料の亀裂挙動に関する研究

### 2.1 原子力分野における研究実績

炭素鋼の高温水中でのSCC発生および進展挙動に関する報告は、BWR環境での電位依存性および不純物( $\text{SO}_4$ ,  $\text{Cl}$ )の影響の報告例<sup>(16)</sup>はあるが、脱気環境下の検討例はない。また、炭素鋼のクリープについては、400°C以上での報告がほとんどであり、それ以下の運転温度条件でのデータは、英国の火力発電所にて冷間加工(Cold Work, CW)を受けた炭素鋼が360°Cで粒界クリープ割れが発生した報告例<sup>(17)</sup>がある程度である。

しかし、近年、カナダの加圧水型重水炉(Pressurized Heavy Water Reactor, PHWR)で報告された事例では、通常運転温度は約310°C、水質は脱気環境の炉心冷却系において、炭素鋼製の給水管の強いCWを受けた部位(70度冷間曲げ部)で内面と外面から亀裂が確認されており、亀裂の原因是SCCと低温クリープであるとされた<sup>(7)~(10)</sup>。

このように、CWを受けた炭素鋼で従来の想定よりも低い温度でSCCやクリープの割れが発生しており、例えば、PWRプラントにおいては、蒸気発生器(Steam Generator, SG)出口炭素鋼配管の曲げ管部など約280°Cの運転温度で長期間使用された炭素鋼も存在し、プラントの長期運転に万全を期すためには、クリープやSCCの亀裂の発生や進展の核となる炭素鋼のキャビティ発生に関するより詳細な検討が必要である。さらには、PWRだけでなくPHWRやBWRのような特にCW材を使用したプラントにおける長期間運転後の配管や機器の信頼性評価のためにも、軽水炉環境における炭素鋼の亀裂発生に関する詳細な研究が望まれる。

これらを受けて、有岡らはCW炭素鋼を用い、高温の水中および大気中での亀裂進展挙動を調査し、亀裂進展がキ

ヤビティ生成によること、および、亀裂発生挙動の調査として、亀裂発生に及ぼすキャビティ生成の役割を考察し報告してきた<sup>(11)~(15)</sup>。

### 2.2 炭素鋼材料に関する研究成果

亀裂発生や進展に及ぼすキャビティ生成の役割については、これまで、有岡らにより、CW炭素鋼の静的負荷条件下における水素添加純水中でのSCC成長速度に関する知見<sup>(18)</sup>や、CW炭素鋼(STPT42)やTT690等について、高温水中での粒界応力腐食割れ(IGSCC)の亀裂成長およびクリープ割れに対するキャビティ形成の役割の定量評価について報告されている<sup>(19)</sup>。

ここでは、CW炭素鋼を用い、高温大気中および高温水中での亀裂進展と発生挙動を調べ、亀裂進展および亀裂発生挙動に及ぼすキャビティ生成の役割を報告した結果について、以下主要事項を解説する<sup>(11)~(14)</sup>。

まず、CW炭素鋼を用いた亀裂進展試験結果および亀裂進展挙動とその機構に関する基礎的検討として、CW炭素鋼を用い、高温大気中(270°C~380°C)および高温水中(280°C~360°C)で、亀裂進展挙動を調べ、これらの亀裂進展がキャビティ生成により引き起こされることを以下のとおり報告した<sup>(11)(13)</sup>。

①20%および30%CW炭素鋼について、定荷重条件で、280~360°Cの範囲で溶存水素の有無に係わらず脱気純水中でSCCが進展することを確認した。また、同様に、270~380°Cの範囲の大気中でクリープ割れが進展することを確認した。さらに、青木らの研究<sup>(13)</sup>より引用した図1に示すとおり、SCCもクリープ割れも温度の上昇に伴い進展速度の増加傾向が確認され、SCC進展速度はクリープ亀裂進展速度に比べて約10倍速かった。また、これらの亀裂破面はSCC、クリープとともによく似た粒界割れの様相を呈した。

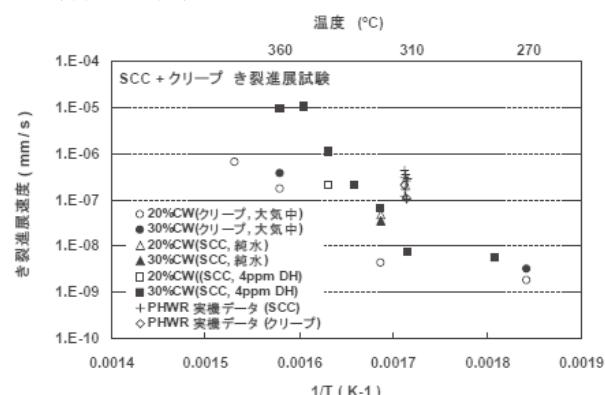


図1 CW炭素鋼のSCCおよびクリープ亀裂進展試験の温度依存性<sup>(13)</sup>

②SCC およびクリープの亀裂断面観察では、それぞれの亀裂先端部付近の粒界上にキャビティが観察された。キャビティは亀裂が進展するより前に空孔の濃縮によって生成し、これらが集合することで亀裂進展の核となっていると考えられる。

③青木らの研究<sup>(13)</sup>より引用した図 2 に示すとおり、SCC およびクリープの各亀裂進展速度とキャビティ生成速度はともに同一の極めて高い相関を示した。このことから、それぞれの亀裂の進展速度が粒界上のキャビティ生成速度に支配されていると考えられた。すなわち、CW された炭素鋼の SCC やクリープ割れはキャビティの集積によって引き起こされると考えられた。

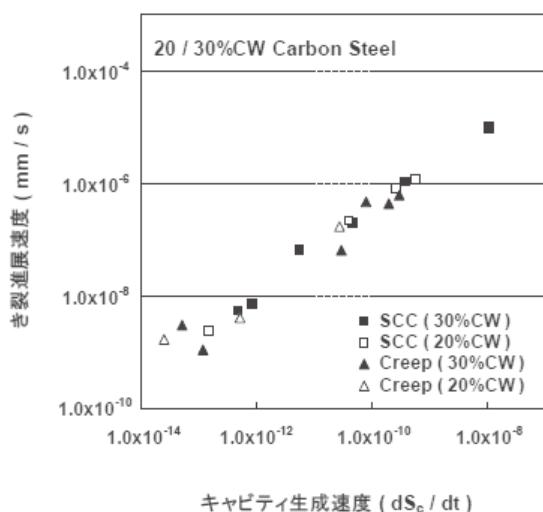


図2 各亀裂進展速度とキャビティ生成速度の相関  
(炭素鋼, 360°C)<sup>(13)</sup>

④同じ温度では大気中より水中の方が 10 倍速くキャビティが生成された。また水中での試験片亀裂表面に多くの水素が取り込まれていたことを確認した。これらのことから、亀裂面で水の還元によって生じた水素が大量に吸収されたことで新たな空孔が生成し拡散速度が高められていることが示唆された。

次に、CW炭素鋼を用いて亀裂発生試験（先端部ブランチノッチ型0.5TCT 試験片）を高温大気中および高温水中で実施し、亀裂発生挙動を調べ、亀裂発生に及ぼすキャビティ生成の役割を考察し、以下のとおり報告<sup>(12)(14)</sup>した。

①360°Cの水素添加純水中で、30% CW 炭素鋼の定荷重条件のSCC発生が観察された。

②390～450°C の範囲の大気中で、20および30% CW 炭素鋼の定荷重条件のクリープ亀裂発生が観察された。

その発生時間の温度依存性は、山田らの研究<sup>(14)</sup>より引用した図3に示すとおり、単調なアレニウス型を示し、カナダのPoint Lepreau発電所の実機データ（図中ではPt Lepreau）はその延長線上に位置した。見かけの活性化エネルギーは約130kJ/molであった。

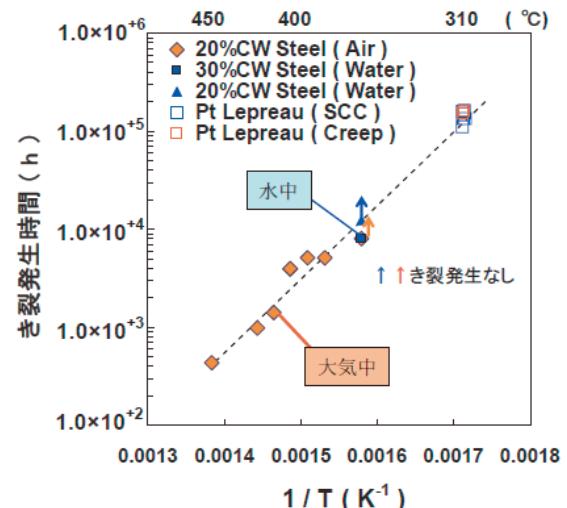


図3 クリープおよびSCC 亀裂発生時間の温度依存性<sup>(14)</sup>

③山田らの研究<sup>(14)</sup>より引用した図 4 に示すとおり、大気中、水中共にキャビティは亀裂発生の前に高応力の負荷された領域の粒界で観察された。これらのキャビティは複数の空孔が拡散・集積することにより生成したものと考えられる。即ち、亀裂発生の潜伏期間に、空孔は応力勾配を駆動力として拡散・集積し、粒界にキャビティが生成する。その後、粒界の結合力を弱くさせるに十分な量のキャビティ生成により、亀裂発生に至る。このような過程が、CW を加えた炭素鋼の高温水中、および高温大気中の亀裂発生メカニズムとして重要な役割を果たしているものと考えられる。

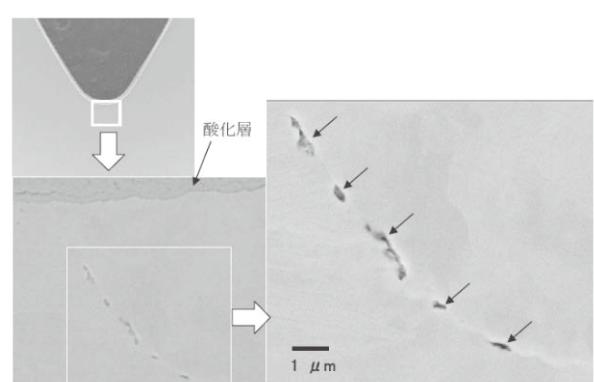


図4 クリープ亀裂発生試験後の断面観察結果（その2）  
(20%CW 炭素鋼, 40MPa · m<sup>1/2</sup>, 大気中, 360°C×8,033h)<sup>(14)</sup>

### 3. 実機取替材による炭素鋼材料の調査

SCC は、これまで試験のし易さからある程度の亀裂が存在する場合の亀裂進展速度測定をベースとした研究がなされてきた。しかし、SCC は材料表面が酸化等により 0.1mm 程度の亀裂深さとなるまでは亀裂はゆっくりと進展し、それ以上になると定常的な進展に移行することが知られている。実機においては、材料が健全な状態から SCC が定常的な進展開始するまでの期間 (SCC 発生期) が材料により数年から数 10 年の範囲で異なり、この把握が、プラントの補修や取替計画策定の観点で重要である。

また、2項に示したとおり、実験による亀裂の発生・進展データは報告されているが、実機プラントの補修や取替計画策定を考える上では、取替などの機会に実機取替材を調査することは有効であり、さらに、実機で長期間使用された材料を SCC 機構の研究に用いることは、長期間供用後の材料の SCC 特性を予測し、機構を確認するために不可欠である。PWR プラントにおいては、炭素鋼の SCC は、高温、曲げ管（強加工）の部位で発生の可能性があり、精度の高い SCC 発生・進展予測が必要となると考えられる。そのため、例えば、SG 出口炭素鋼配管の曲げ管部など約 280°C の運転温度条件で長期間使用された炭素鋼材料の入手・分析が望ましいが、より条件が緩い場合でも、その状態を確認することは重要である。

本報告では、亀裂の発生や進展の核となるキャビティ生成が生じる可能性がある、長期に供用された実機炭素鋼材料を入手し分析を行ったことから、その調査結果を示す。

#### 3.1 調査要領

##### 3.1.1 供試材

長期に供用された実機炭素鋼材料として、取替工事で廃材となった大型弁炭素鋼部材を入手し、亀裂の有無やキャビティの発生状況等について調査を行った。

入手した大型逆止弁の外観と系統図上の位置を図 5 に示す。また、採取部材・2 次切断・金属組織と硬さ測定用試験片の外観を図 6 に示す。当該弁は、主給水ラインの逆止弁で、重量 1.5 トン程度である。また、プラント稼働中は 2 次系水が通水されていた。同弁の使用条件は、温度が約 186°C で使用時間（通水時間）は約 134,512 時間と推定されている。

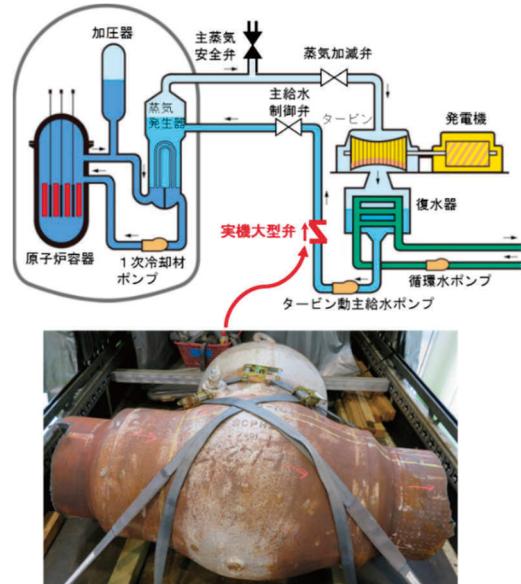


図 5 大型逆止弁の外観

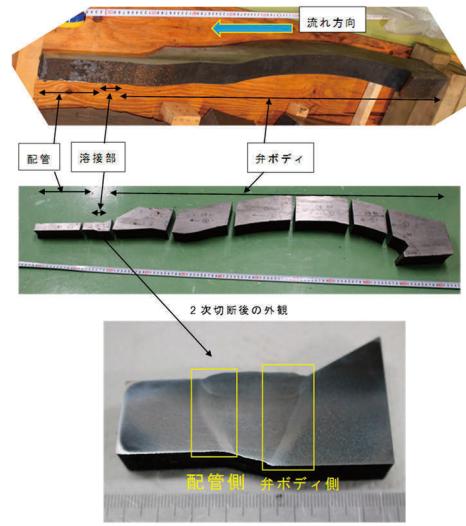


図 6 採取部材・2 次切断・金属組織と硬さ測定用試験片の外観

##### 3.1.2 詳細観察位置

これまでの研究実績により、炭素鋼のキャビティ生成については加工やひずみの影響を受けること、また、流れ加速型腐食 (Flow Accelerated Corrosion, FAC) で取り込まれた水素による空孔導入が影響する可能性についても指摘されている。このことから、内表面 (水流面) に FAC の痕跡があり、硬さが大きい配管側溶接部 (図 6 の研磨後外観の左側) の近傍について、キャビティ発生の状況を観察することとした。

試験片の詳細観察位置を選定するに当たり、配管溶接部の板厚全域について溶接部の組織を観察した。図 7 に配

管側溶接部近傍のデジタルマイクロスコープと電界放出型走査電子顕微鏡 (Field Emission Scanning Electron Microscope, FE-SEM) による低倍率での金属組織の観察写真を示す。断面には溶融線（溶接線）が見られ、母材側に溶接熱影響部 (Heat Affected Zone, HAZ) が観察された。また、溶接線近傍では、粗粒域が観察された。

一般に、炭素鋼の溶接では、HAZ のうち溶接線に沿って生成される粗粒域において硬さが大きくなることから、この領域の硬さを測定することとした。硬さは、溶

接線から 1mm 離れた位置で、内面側から 1 mm ピッチで測定し外表面まで測定した。FE-SEM 像における主な測定ポイント（圧痕位置）と測定結果を図 8 に示す。以上の観察結果を踏まえ、観察するポイントとして、キャビティ発生の可能性が考えられる硬さが大きい位置（図 8 の第 8, 12, 15 圧痕）の近傍を詳細観察することとした。また、比較として、内外表面近傍（図 8 の第 1, 2, 23 圧痕）および硬さが小さい位置（図 8 の第 20 圧痕）の近傍についても詳細観察を行うこととした。

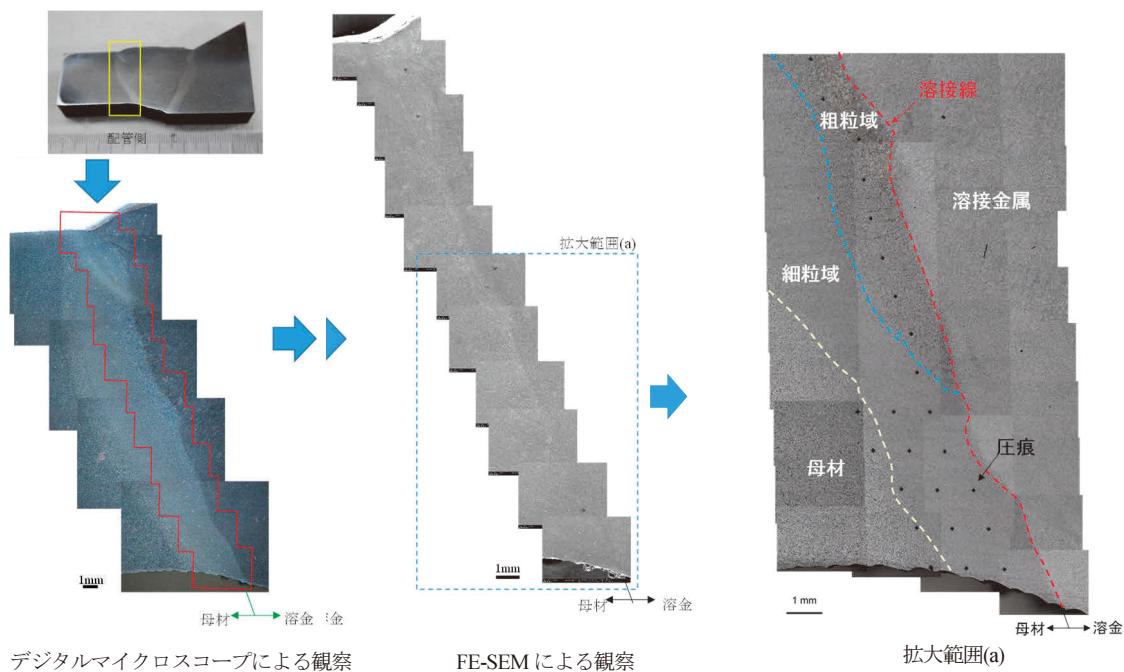


図 7 配管側 HAZ を含む金属組織

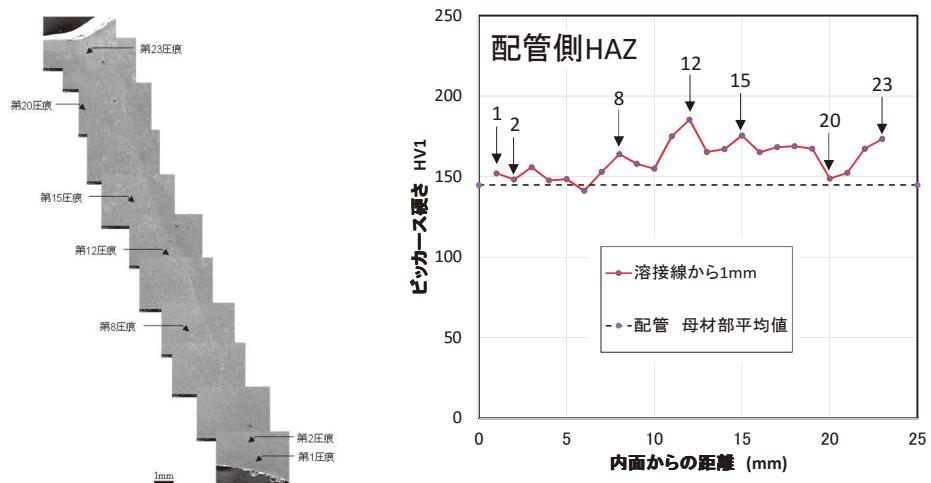


図8 配管側HAZの主な硬さ測定位置と硬さ分布

### 3.1.3 詳細観察要領

これまでの研究では、SCC およびクリープの亀裂断面観察では、それぞれの亀裂先端部付近の粒界上にキャビティが観察され、図 4 に示すようにキャビティは亀裂が進展するより前に、空孔の濃縮によって生成し、これらが集合することで亀裂進展の核となっていると考えられ、その大きさは数  $\mu\text{m}$  のものが報告されている。これを踏まえて、本報告では、FE-SEM により、低倍率（倍率  $\times 200$ ）にて、溶接 HAZ の組織の変化状況を確認し、主に圧痕近傍の細粒域、境界近傍、粗粒域を観察した。次に、粒界近傍を中心約  $1\mu\text{m}$  程度のキャビティが確認可能である倍率（20,000 倍、一部 50,000 倍）まで観察を行った。

## 3.2 詳細観察

### 3.2.1 溶接 HAZ の組織

まず、選定した測定ポイントについて、FE-SEM により低倍率（倍率  $\times 200$ ）での観察を行い、硬さと金属組織の状況について分析を行った。

図 9 に各測定ポイントでの FE-SEM による観察写真を示す。まず、硬さが大きい第 8, 12, 15 圧痕は、粗粒域に存在した。特に、第 12, 15 圧痕では、より粗大な粒形が観察された。また、硬さが大きい外表面の第 23 圧痕についても、粗粒域に圧痕が位置することが確認された。

次に、内表面の第 1, 2 圧痕近傍では、明確な粗粒域は見られず、圧痕は細粒域近傍に位置しており、そのため、硬さが母材とほぼ同等であったと考えられた。また、第 20 圧痕も細粒域に位置しているため、硬さが母材とほぼ同等となっていた。なお、図 10 に示すように、この第 20 圧痕近傍の一部では、溶接入熱による焼き戻しを受け、溶接線近傍でも粗粒域となっていない領域が観察された。

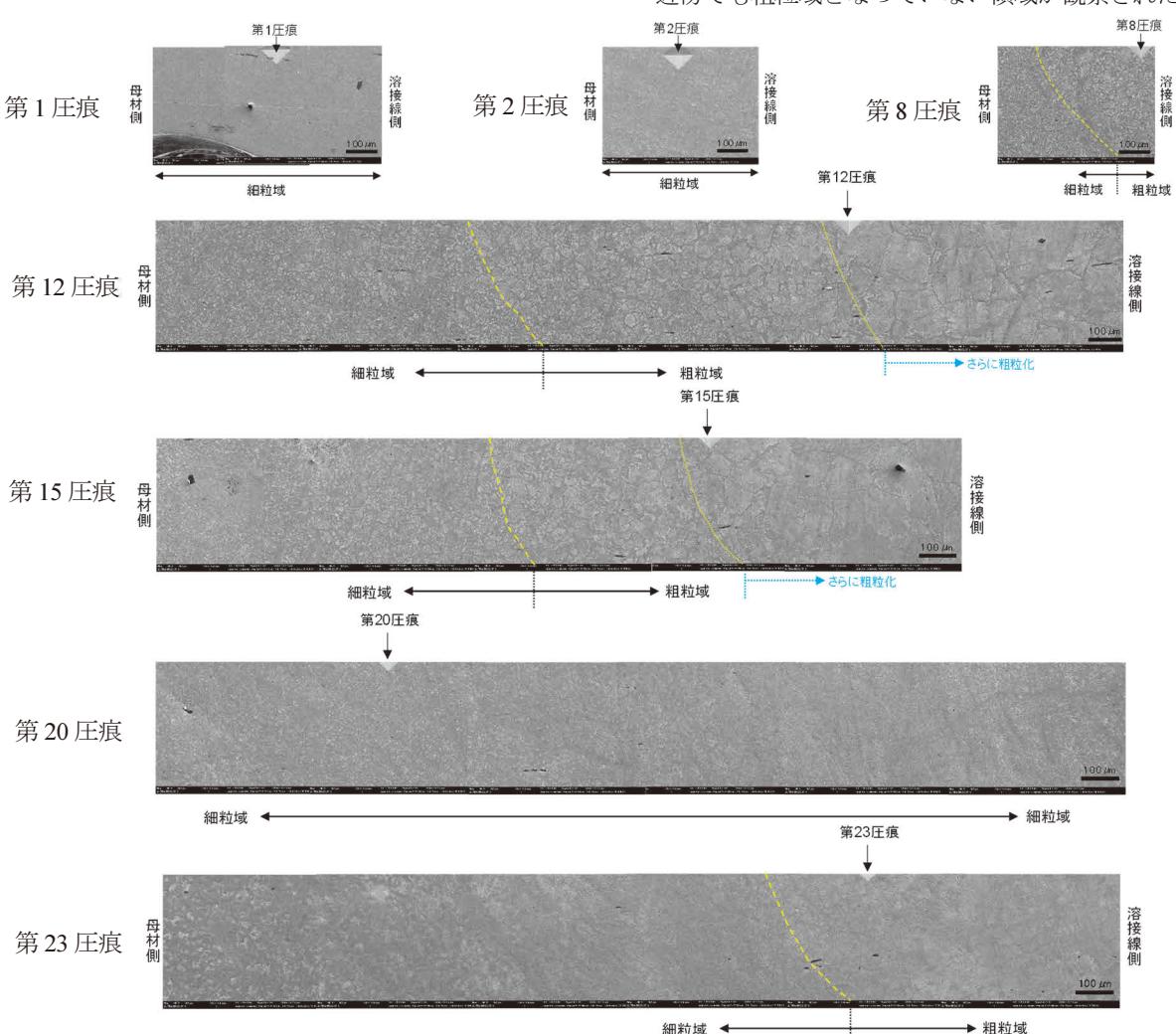


図 9 FE-SEM による観察写真（倍率  $\times 200$ ）

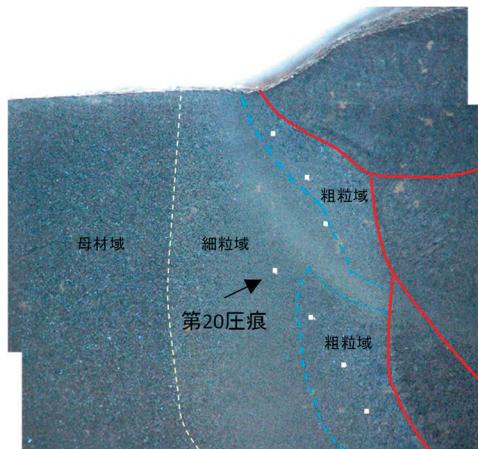


図 10 第 20 圧痕近傍における溶接形状の影響による HAZ の性状分析

### 3.2.2 キャビティ観察

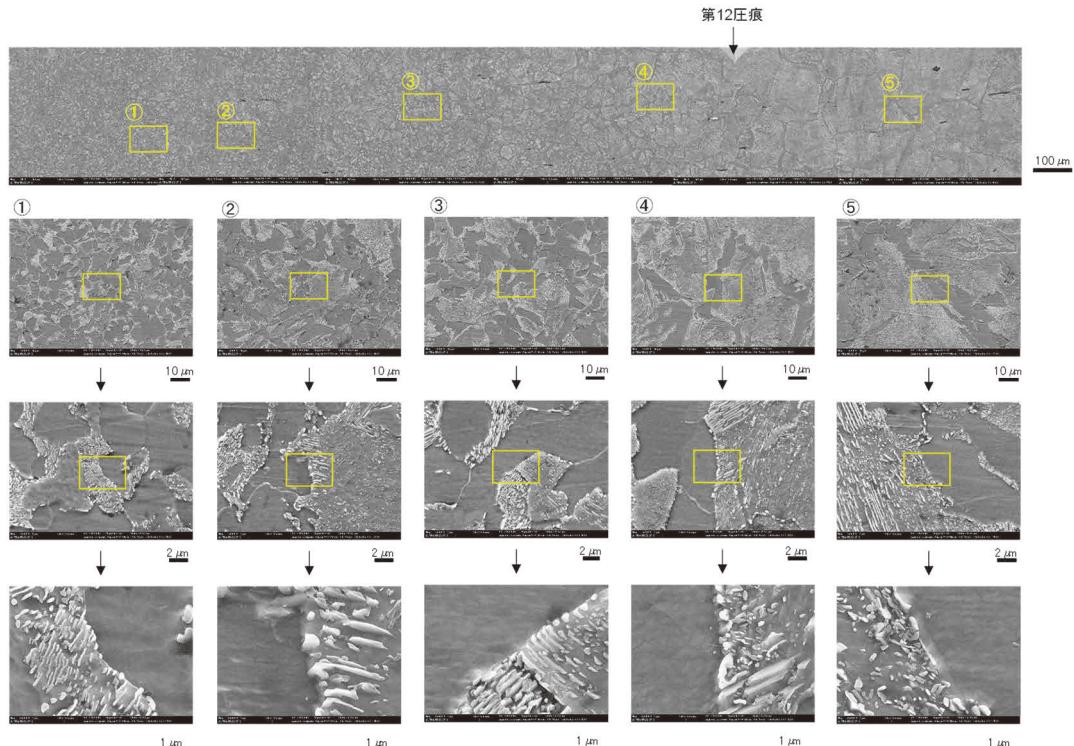
次に、各測定ポイントにおいて、圧痕近傍の細粒域、境界近傍、粗粒域について代表位置を選定し、高倍率（ $\times 20,000$ , 一部  $\times 50,000$ ）での FE-SEM 観察により、キャビティ発生の有無や性状の詳細観察を行った。観察結果の代表例として、第 12 圧痕と第 2 圧痕の観察結果を図 11 に示す。その結果、下記の観察結果が得られた。

- 粒界を拡大（倍率  $\times 1,000$ ,  $\times 5,000$ ,  $\times 20,000$ ）して観察した結果、各測定ポイントでも明確に判別できる大きさのキャビティは確認されなかった。（図 11(a)）
- 第 2 圧痕近傍に「くぼみ」が見られたため、拡大観察（倍

率  $\times 50,000$ ）した結果、「くぼみ」はエッチング等による粒の欠損であることが確認された。（図 11(b)）

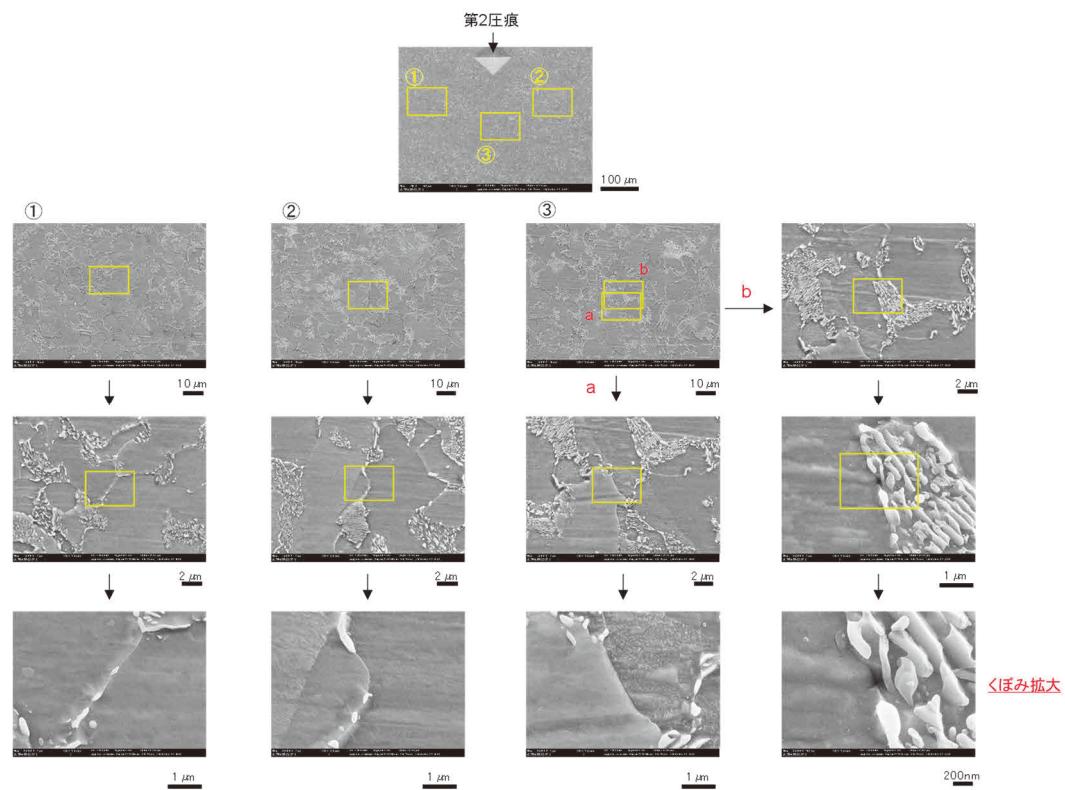
なお、一部の圧痕近傍に介在物が散見されることから、エネルギー分散型 X 線分光法（Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS）によりその元素分析を行った。図 12 に第 8 圧痕近傍で確認された介在物の EDS 分析結果を示す。主な成分として S 及び Mn が検出され、介在物は MnS であることが推定された。これは、その形状が配管の圧延方向に伸びていることも踏まえると、配管作成時に生成されたものであることが推測された。

以上より、本観察では、キャビティ発生の痕跡（約  $1\mu\text{m}$  程度）は観察されなかった。



(a) 第 12 圧痕

図 11 FE-SEM による拡大観察結果



(b) 第2圧痕

図11 FE-SEMによる拡大観察結果 (Cont.)

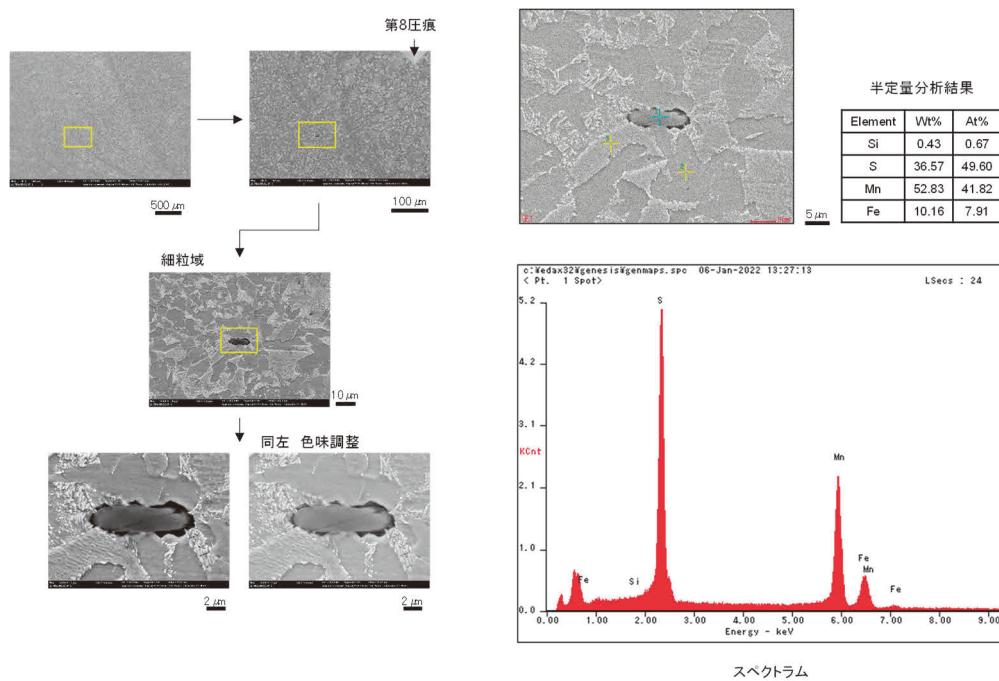


図12 EDS分析結果 (第8圧痕近傍在物)

### 3.3 観察結果のまとめ

キャビティ生成の可能性がある実機材炭素鋼を対象とし、実機で長時間高温条件に晒された炭素鋼の状態変化の有無を確認した。

運転温度 186°C で約 134,512 時間使用された主給水系統における逆止弁と配管の溶接部を対象として、溶接線から 1 mm 離れた線に沿って硬さ測定した圧痕の近傍を SEM 観察によりキャビティ生成の有無を確認した。硬さが比較的高くなっていた粗粒域の粒界で 1 μm 程度のキャビティが識別可能な倍率(20,000 倍、一部 50,000 倍)で SEM 観察した結果、キャビティは確認されなかった。

### 3.4. 考察

これまでの研究や海外プラント等の実機での発生例等から推察すると、極めて微細な初期段階のキャビティの存在の可能性が無いとは言い切れない。そこで、本考察において、極微細なキャビティの存在の可能性について検証した。

#### 3.4.1 亀裂発生時間

まず、本供試材に亀裂が発生すると仮定した場合の発生時間について考察した。有岡、山田らの研究<sup>(11)~(14)</sup>により、CW 炭素鋼の亀裂発生試験（先端部プラントノッチ型 0.5TCT 試験片）による SCC 発生およびクリープ亀裂発生挙動が検討されており、360°C の水素添加純水中で、30% CW 炭素鋼で定荷重条件の SCC 発生が観察され、390~450°C の範囲の大気中で、20% および 30% CW 炭素鋼の定荷重条件のクリープ亀裂発生が観察された。その発生時間の温度依存性は、山田らの研究<sup>(14)</sup>より引用した図 3 に示す通り、単調なアレニウス型を示し、加圧水型重水炉の 310°C 近傍の実機データはその延長線上に位置した。

この図 3 を基に、グラフの外挿により、186°C での発生時間を算出した結果を図 13 に示す。これより、亀裂発生までの発生時間は、約  $1.0 \times 10^8$  (1 億) 時間以上と算出され、亀裂発生には極めて長時間を有する可能性があることが示唆された。

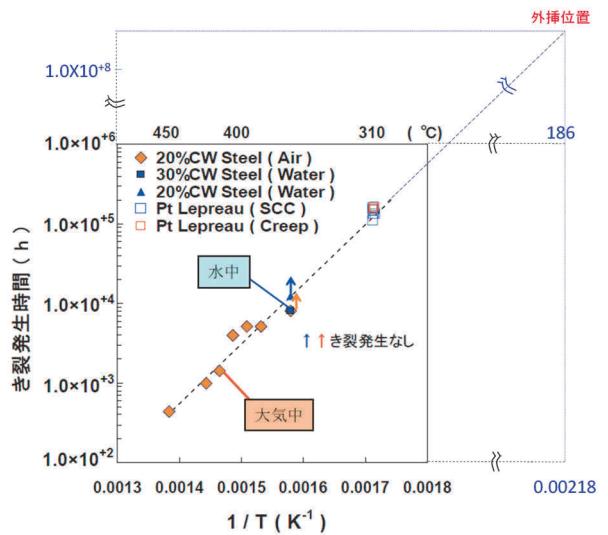


図 13 クリープおよび SCC 亀裂発生時間の温度依存性<sup>(14)</sup>に基づく 186°C での発生時間の外挿

#### 3.4.2 キャビティ寸法

次に、キャビティが発生していると仮定した場合の寸法について見積った。有岡、青木らの研究<sup>(11)(13)</sup>により、20% および 30% CW の炭素鋼を用いた水中 SCC 亀裂進展試験により、青木らの研究<sup>(13)</sup>より引用した図 1 に示すとおり、CW 炭素鋼の SCC 亀裂進展試験の温度依存性が示された。この図 1 を基に、グラフの外挿により、186°C での亀裂進展速度を算出した結果を図 14 に示す。この図 14、および、同じく青木らの研究<sup>(13)</sup>より引用した図 15 のキャビティ寸法を基に、算出した亀裂進展速度をキャビティ成長速度と仮定して 186°C でのキャビティ寸法を見積った。

○まず、算定の元となるデータを以下のとおり設定した（青木らの研究<sup>(13)</sup>より引用）。

試験温度 340°C、試験時間 600 時間

亀裂（キャビティ）進展速度 約  $1 \times 10^{-6}$  mm/s

キャビティ寸法 約 10 μm

○次に、本供試材について、キャビティ寸法の見積り条件を以下のとおり仮定した。仮定に際しては、より安全側（亀裂の進展が大きくなる方向）となるような条件とした。

試験温度 186°C、運転時間 約 135,000 時間

亀裂（キャビティ）進展速度 約  $1 \times 10^{-10}$  mm/s

（外挿値は極めて小さいためグラフ最小値とした）

○以上の条件を基に、186°C でのキャビティ寸法を以下とおり見積った。

キャビティ進展速度は、340°Cの進展速度に対して約1/10,000

(計算式： $1 \times 10^{-6} \div 1 \times 10^{-10}$ )

キャビティの成長は、約225倍

(計算式：135,000時間÷600時間)

よって、同程度の加工度と応力を仮定した場合、本供試材で想定されるキャビティ寸法は、約225nm

(計算式：約10μm × 約1/10,000 × 約225倍)

この結果、想定される最大のキャビティ寸法は約225nmと見積った。ただし、実際の観察ではキャビティは観察されなかったことから、この見積りは一次スクリーニング的な数値であることが示唆された。

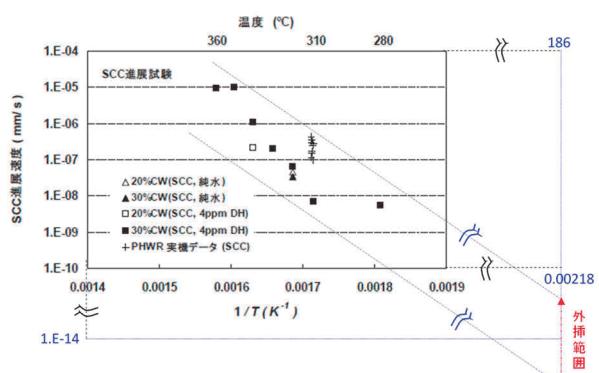


図14 冷間加工炭素鋼のSCC亀裂進展試験の温度依存性<sup>(13)</sup>に基づく186°CでのSCC進展速度の外挿

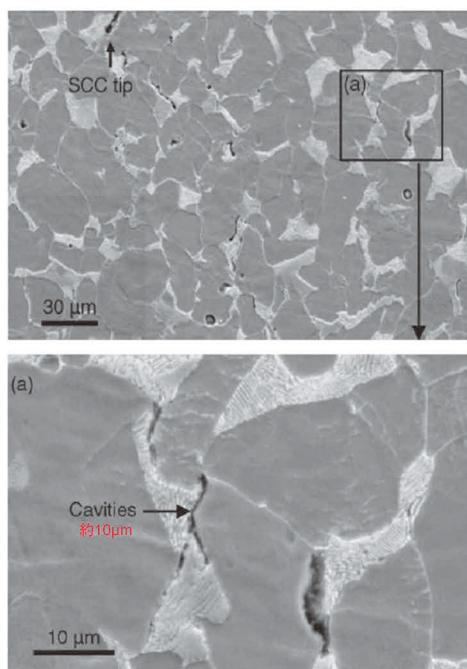


図15 CW炭素鋼のSCCの亀裂先端近傍断面SEM像(30%CW炭素鋼、水素添加純水、340°C、600時間)<sup>(13)</sup>

### 3.4.3 その他の影響因子

さらなる検討として、キャビティ生成に及ぼす影響が考えられるその他の因子について考察した。

#### (1) 供試材のCW

本供試材はCWされておらず、その溶接HAZの硬さは、図16に示すとおり、最大でも20%CW材よりも低く、硬さの観点でも、実験室的にキャビティ発生の確認されている20%CW材よりも感受性は小さいものと考えられた。

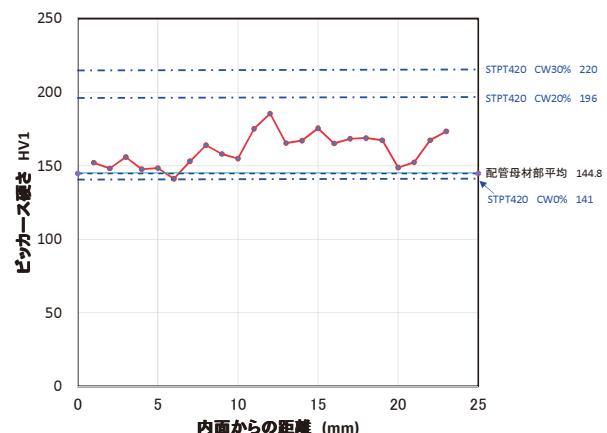


図16 本供試材(配管側HAZ部)とSTPT420配管CW材(CW: 0%, 20%, 30%)との硬さの比較

#### (2) 応力因子

一般的に大型実機材での溶接は多層溶接となり、HAZは複雑な温度履歴による部分的な焼き戻し効果で、溶接熱影響に伴う細粒域、粗粒域への組織変化も複雑になり、HAZの残留応力も複雑になる。さらに、炭素鋼の溶接部は、通常溶接後熱処理による残留応力緩和処置が実施されるため、キャビティ生成の促進要因である応力集中部を特定や、応力の程度を推定することが困難であった。

#### (3) 腐食に伴う水素の影響

本対象材料における、実際の水素取り込み量が不明なため定量的な判断は難しいが、本材料は配管内面でFACを生じており、そのFACに伴い水素が取り込まれることが想定された。その水素がキャビティ生成の促進因子として働く可能性があるが、今回のSEM観察でキャビティが確認できなかったことから、水素による促進効果は影響しなかったものと推察される。

### 3.4.4 考察結果と展望

使用温度が 186°C で、CW 等により加工歪の付与が想定されない場合は、粒界割れの要因となるようなキャビティの発生や粒界への集積の可能性は極めて低いと考えられることが示唆された。

今後の研究課題として、SCC 機構検討や SCC 予測には、実機材料での知見拡充や確認が有効であり、長期供用機器の取替えやプラントの廃止措置による機器の解体の機会をとらまえて、引き続き実機取替材を活用した検討が望まれる。なお、炭素鋼 SCC 機構検討については、より高加工度、高温、水素の取込みがキャビティ生成の促進因子と考えられるので、そのような部位で長期間使用された材料での評価が有効と考えられる。

## 4. まとめ

これまでに報告されている CW 炭素鋼における亀裂発生・進展についての研究成果を解説するとともに、実機取替材を活用した長期供用影響の確認への取組みとして、実機で長期間使用された炭素鋼材料の調査結果を報告し、その必要性や有効性を述べた。

○運転温度 186°C で約 134,512 時間使用された主給水系統における逆止弁と配管の溶接部を対象として、硬さが比較的高くなっていた粗粒域の粒界で FE-SEM 観察した結果、キャビティは確認されなかった。

○考察の結果、キャビティの発生確率は極めて小さく、使用温度が 186°C で、CW 等により加工歪の付与が想定されない場合は、粒界割れの要因となるようなキャビティの発生や粒界への集積の可能性は極めて低いと考えられることが示唆された。

○SCC 機構検討や SCC 予測には、実機材料での知見拡充や確認が有効であり、今後も実機取替材を活用した検討が望まれる。炭素鋼 SCC 機構検討については、より高加工度、高温、水素の取込みがキャビティ生成の促進因子と考えられるので、そのような部位で長期間使用された材料での評価が有効と考えられる。

## 謝辞

本調査を遂行するにあたり、関係された方々ならびに本調査の遂行にご協力いただいた㈱原子力安全システム研究所材料グループ村上公治氏の多大な協力があった。この場を借りて謝意を表します。

## 引用文献

- (1) 福谷耕司、藤井克彦、西岡弘雅、 “中性子照射された SUS316 のミクロ組織変化,” INSS JOURNAL, Vol. 12, (2005).
- (2) 福谷耕司、西岡弘雅、藤井克彦、橋内裕寿、 “中性子照射されたステンレス鋼の変形挙動,” INSS JOURNAL, Vol. 13, (2006).
- (3) 西岡弘雅、福谷耕司、藤井克彦、鳥丸忠彦、 “PWRにおいて 73dpa まで照射されたステンレス鋼の IASCC 特性と機械的特性,” INSS JOURNAL, Vol. 14, (2007).
- (4) 福村卓也、戸塚信夫、 “原子炉容器上蓋管台部の 1 次冷却材漏洩経路等調査,” INSS JOURNAL, Vol. 15, (2008).
- (5) 福谷耕司、西岡弘雅、藤井克彦、橋内裕寿、 “照射ステンレス鋼の IASCC 亀裂先端分析,” INSS JOURNAL, Vol. 15, (2008).
- (6) 山田卓陽、藤井克彦、青木政徳、有岡孝司、 “実機供用 2 相ステンレス鉄鋼の熱時効評価,” INSS JOURNAL, Vol. 19, (2012).
- (7) M. Wright, P. Poruks, S. Liu, “Role of Cold Work in CANDU Feeder Cracking,” Proc. 2007 AECL/COG/EPRI Workshop on Cold Work in Iron- and Nickel-Based Alloys Exposed to High Temperature Water Environments, Toronto, Canada, (2007).
- (8) M. Wright, “Crack Initiation and Early Stages of Crack Growth in CANDU Feeder Pipes,” The SCC Initiation Workshop, Beaune, France, (2008).
- (9) J. P. Slade and T. S. Gendron, “Flow Accelerated Corrosion and Cracking of Carbon Steel Piping in Primary Water – Operating Experience at the Point Lepreau Generating Station,” Proc. of 12th Int. Conf. on Env. Degra. of Materials in Nuclear Power Systems–Water Reactors, TMS, 2005, 773–782.
- (10) J. P. Slade and T. S. Gendron, ”Risk-Reduction Strategies used to Manage Cracking of Carbon Steel Primary Coolant Piping at the Point Lepreau Generating Station,” Proc. of 12th Int. Conf. on Env. Degra. of Materials in Nuclear Power Systems–Water Reactors, TMS,

2005, 785–794.

- (11) K. Arioka, T Miyamoto, T. Yamada, T. Terachi, "Formation of Cavities Prior to Crack Initiation and Growth on Cold-Worked Carbon Steel in High-Temperature Water," Corrosion, Vol. 66, No. 1, (2010).
- (12) K. Arioka, T Miyamoto, T. Yamada and M. Aoki, "Role of Cavity Formation in Crack Initiation of Cold-Worked Carbon Steel in High-Temperature Water," Corrosion, Vol. 69, No. 5, pp. 487–496, (2013).
- (13) 青木政徳, 山田卓陽, 宮本友樹, 有岡孝司, “冷間加工炭素鋼の高温水中応力腐食割れに及ぼすキヤビティ生成の役割—その1：亀裂進展試験からの検討—,” INSS JOURNAL, Vol. 20, (2013).
- (14) 山田卓陽, 青木政徳, 宮本友樹, 有岡孝司, “冷間加工炭素鋼の高温水中応力腐食割れに及ぼすキヤビティ生成の役割—その2：亀裂発生試験からの検討—,” INSS JOURNAL, Vol. 20, (2013).
- (15) Masanori Aoki, Takuyo Yamada, Tomoki Miyamoto, Koji Arioka , "Role of cavity formation in SCC of cold worked carbon steel in high-temperature water," 第60回材料と環境討論会, (2013).
- (16) S. Ritter and H.P. Seifert, "Stress Corrosion Cracking Behavior of Low Alloy Reactor Pressure Vessel Steels and of a Weld Material under Simulated BWR Environment," Corrosion 2003, Paper No. 03664, NACE (2003).
- (17) D. J. Lees and M. J. Sivers, "Tolerance of flaws in pressurized components," Institution of Mechanical Engineers, (1978).
- (18) Koji Arioka, Tomoki Miyamoto, Takuyo Yamada, and Takumi Terachi, "FORMATION OF CRACK EMBRYOS PRIOR TO CRACK GROWTH IN HIGH TEMPERATURE WATER," 14th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, (2009).
- (19) Koji Arioka, Tomoki Miyamoto, Takuyo Yamada, and Takumi Terachi, ROLE OF CAVITY FORMATION ON CRACK GROWTH OF COLDWORKED CARBON STEEL, "TT 690 AND MA 600 IN HIGH TEMPERATURE WATER, " 15th International Conference on Environmental Degradation, (2011).