

冷間加工炭素鋼の高温水中応力腐食割れに及ぼすキャビティ生成の役割 —その1：き裂進展試験からの検討—

Role of cavity formation in SCC of cold worked carbon steel in high-temperature water —Part 1: Study of crack growth behavior—

青木 政徳 (Masanori Aoki)* 山田 卓陽 (Takuyo Yamada)*
宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto)* 有岡 孝司 (Koji Arioka)*

要約 冷間加工炭素鋼の高温水中応力腐食割れに及ぼすキャビティ生成の役割を検討するため、その1では20%および30%の冷間加工を加えた炭素鋼材 (STPT42) を用いて脱気高温水中 (280~360°C) および大気中 (270~380°C) でのSCCおよびクリープき裂進展挙動を調査した。その2では高温水中および大気中のき裂発生挙動を調査した。

き裂進展試験ではSCCおよびクリープき裂共に全ての試験片でき裂の進展が確認され、き裂進展速度はSCCの方がクリープき裂より10倍程度速かった。また、両者の破面は類似の粒界割れの様相を呈し、き裂先端周辺部の粒界上に微細なき裂やキャビティが確認された。SCCおよびクリープの各き裂進展速度とキャビティ生成速度との相関から、SCC、クリープき裂はともに同じキャビティ生成機構で進展したと考えられる。試験片が試験中に吸収した水素量はSCC試験片の特にき裂表面部で多かったことから、き裂表面で起きる水の還元反応によって生じた大量の水素で超多量空孔生成 (Super Abundant Vacancies, SAV) 現象が引き起こされ、キャビティ生成速度が加速された可能性がある。

キーワード 炭素鋼, 冷間加工, SCC, 粒界型応力腐食割れ, クリープ, き裂進展速度, 超多量空孔生成

Abstract To consider the role of cavity formation in stress corrosion cracking (SCC) of cold worked (CW) carbon steel in high-temperature water, SCC and creep growth (part 1) and initiation (part 2) tests were performed. Specimens of 20% and 30% CW carbon steel were subjected to SCC growth tests (280-360°C) in hydrogenated pure water and to creep cracking growth tests (270-380°C) in air with the part 1.

Crack growth was observed in all crack growth tests and the SCC growth rate was 10 times faster than the creep cracking growth rate. Both SCC and creep crack fractures seemed to have similar intergranular-like morphologies, and numerous cavities were observed on the periphery of both kind of cracks tips. Excellent correlations were seen between the rate of cavity formation and the growth of both crack types. Both SCC and creep crack seemed to grow by the cavity formation mechanism. By thermal desorption spectrometry (TDS) measurements, much more absorbed hydrogen was observed near the SCC fracture surface. This might indicate that cavity formation on the fracture surface in water was enhanced by super abundant vacancies (SAV) which were caused by much more absorbed hydrogen being produced by the reduction of water.

Keywords Carbon steel: Cold work: Inter-granular stress corrosion cracking: Creep: SCC growth rate: Super abundant vacancies.

1. 緒言

近年カナダの Point Lepreau 発電所 (加圧重水炉 (Pressurized Heavy Water Reactor, PHWR) において、炉心冷却系給水管の冷間曲げ加工部位で炭素鋼の応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking, SCC) が

発生した^{(1)~(3)}。割れた部位は強い冷間加工を受けた部位 (70度冷間曲げ部) で、内面と外面からき裂が確認された。これらはそれぞれSCCと低温クリープ割れであるとされている。この部位の運転中の温度は約310°C、系統の水質は水素添加された脱気環境であった。

* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

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 (SO₄, Cl) の影響による報告例はある^{(4)~(21)}が、脱気環境下の冷間加工材での検討例はない。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、このような低温でのデータは 360°C での冷間加工 (Cold Work, CW) 炭素鋼で粒界クリープ割れが発生した報告例⁽²²⁾がある程度で、300°C 前後の例はほとんどない。しかしながら、上述のように PHWR の事例では冷間加工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、PWR だけでなく PHWR や BWR のような特に冷間加工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き裂発生に関する詳細な研究が必要である。有岡らは冷間加工炭素鋼を用い、高温の水中および大気中でのき裂進展挙動を調査し、き裂進展がキャビティ生成によることを報告した^{(23)・(24)}。今回、冷間加工炭素鋼を用いたき裂進展試験の結果お

よびき裂進展挙動とその機構に関する基礎的検討について報告する。

2. 試験方法

2.1 試験材

工業的に汎用されている炭素鋼 (JIS STPT42) を試験材として用いた。炭素鋼試験材 (板) は、大気中で 0.5 時間 900°C で熱処理し空冷した。試験材の冷間加工は室温で 1 方向圧延により行い、厚みが 20% 減および 30% 減となるようにした。材料の化学組成および機械特性を表 1 および表 2 に示す。

2.2 試験片加工

試験片は ASTM (American Society for Testing and Materials, 米国材料試験協会) (E399)⁽²⁵⁾にて標準化された図 1 のような 12.5mm 厚の 0.5T の CT

表 1 試験材の化学組成 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	Fe
STPT42	0.19	0.19	0.62	0.011	0.005	0.02	0.04	0.01	0.01	-	-	Bal.

表 2 試験材の機械特性

温度	冷間加工 (%)	0.2% 耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	硬さ (HV1kg)
室温	0	295	453	36	141
	20	514	561	17	196
	30	545	594	14	220
320°C	20	458	520	16	-
	30	463	532	18	-

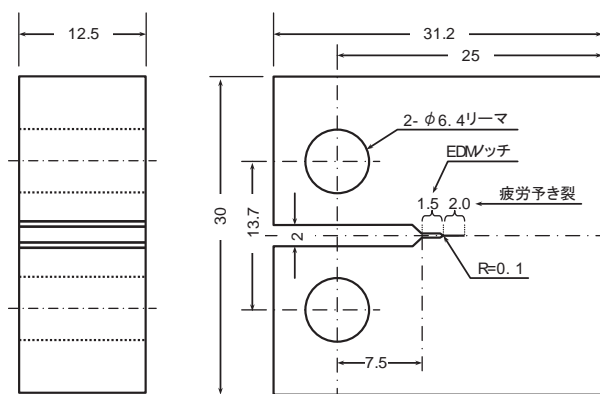


図 1 0.5T CT 試験片寸法 (単位: mm)

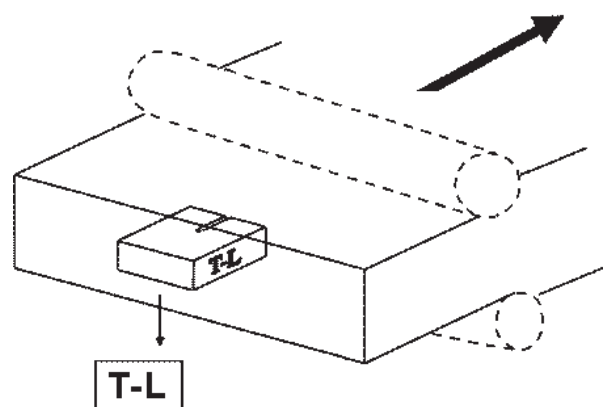


図 2 CT 試験片採取方位

試験片として試験材から切り出し、機械加工した。これらの試験片にサイドグループ加工は施していない。試験片は図2のように圧延方向とき裂進展方向が平行な向きとなるよう T-L 方向とした。試験片の放電加工による切り欠き（ノッチ）部の先端には応力比（ $R=K_{min}/K_{max}$ ）を 0.1、くり返し周波数を 8Hz にて約 2mm の疲労予き裂を導入した。

2.3 SCC き裂進展試験

試験装置は図3に示したような循環ループ付腐食試験装置を用いた。試験は脱気純水および水素添加した純水（45cc STP $H_2/kg H_2O$ ）中で、温度範囲を 280~360°C、試験期間を 400~3500 時間程度で行った。初期の K 値は $30MPa\sqrt{m}$ とし定荷重条件で行った。試験片と荷重用ピンの絶縁にはジルコニアのスリーブ管を用いた。電気伝導率はイオン交換樹脂により試験期間中 $0.1\mu S/cm$ 未満に維持した。水素濃度については、貯蔵タンク内の溶液へ水素をバブリングし、タンク出口でモニタリングしながら調整した。酸素濃度もタンク出口で測定した。試験終了後、走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscopy, SEM）にて破面解析を行い、き裂の形態や SCC の深さを調査した。SCC き裂進展速度は式(1)により求めた。

$$SCC \text{ き裂進展速度 (mm/s)} = \text{最大 SCC 深度 (mm)} / \text{試験時間 (s)} \dots (1)$$

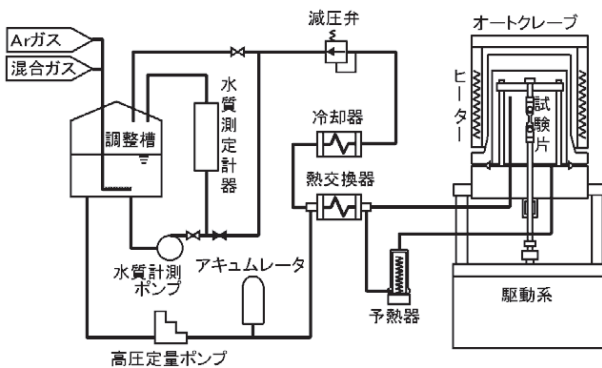


図3 循環ループ付腐食試験装置概略図

2.4 クリープき裂進展試験

クリープき裂が定荷重、軽水炉運転温度環境下で進展するかどうか、冷間加工された材料の高温水中での SCC の成長や発生に対しクリープがどのような役目を果たしているかを確認することを目的として、クリープき裂進展試験を大気中で温度範囲 270~380°C、定荷重にて行った。全てのクリープき裂進展試験は SCC 進展試験と同じ T-L 方位の 0.5T CT 試験片を使用した。初期応力条件は $40MPa\sqrt{m}$ とし、試験期間は最大で 8000 時間程度実施した。

さらに、高純度アルゴンガス（99.99%）中や水素ガス中の試験も 360°C、定荷重条件にて実施し、酸素ガスや水素ガスの及ぼすき裂進展への影響を調べた。この試験は外気が遮断されたステンレス製容器の中で行った。試験は定荷重条件で、初めの 567 時間をアルゴンガス環境下とし、次に水素ガスに切り替えた後 750 時間さらに継続した。

破面解析は SEM を用いて粒界クリープ割れの有無を確認し、き裂の深さを測定した。き裂進展速度を式(2)により算出した。

$$\begin{aligned} & \text{クリープき裂進展速度 (mm/s)} \\ & = \text{最大クリープき裂深度 (mm)} / \text{試験時間 (s)} \\ & \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

2.5 キャビティの観察

き裂断面の SEM 観察により、き裂先端部から先の領域に微細なき裂が発生しているかどうか確認した。さらに、き裂進展におけるキャビティ生成の役割を定量化する目的でキャビティの分布密度を測定した。

まず、キャビティの生成を試験片のき裂断面の SEM 観察により確認した。さらに、様々な観察位置におけるキャビティ分布密度を定量化するため、SEM 写真の画像処理によってキャビティ領域面積 (S_c) を計測した。それぞれの場所でのキャビティ分布密度を求めるためキャビティ密度を式(3)により算出した。

$$\begin{aligned} \text{キャビティ密度} & = \frac{S_c}{S_0} \dots \dots \dots (3) \\ S_c & : \text{画像処理にて測定したキャビティ領域面積} \\ S_0 & : \text{画像測定面積 (40}\mu\text{m} \times 57\mu\text{m)} \end{aligned}$$

キャビティ密度は、き裂進展におけるキャビティ生成の効果を定量的に検討するために水中と気中の各試験片のき裂面からの距離に応じて測定した。

また、式(4)に示したようなき裂の片面全域についてキャビティ密度を積分することで、き裂進展試験中に形成された全キャビティ量を求めた。

き裂進展中の全キャビティ量 (μm^2)

$$= \int_0^{a_c} \left[\int_0^{x_0} \left(\frac{S_c}{S_0} \right) dx \right] da \dots \dots \dots (4)$$

a_c : き裂深さ (mm)

x_0 : き裂面からの距離 (mm)

次に、式(5)のように全キャビティ量を試験時間で除して最終的にキャビティ生成速度 (dS_c/dt) を求めた。

キャビティ生成速度 ($\mu\text{m}^2/\text{h}$)

$$= (\text{き裂進展中の全キャビティ量}) / \text{試験時間 (h)} \dots \dots \dots (5)$$

き裂進展期間中のキャビティ生成速度を測定し、これをき裂進展速度結果と比較することにより、き裂進展過程におけるキャビティ生成の効果を定量的に評価した。

2.6 水素吸収量測定

水中と大気中でのキャビティ生成速度の差の原因を調べるために、試験表面で電気化学反応によって発生した水素を材料が吸収した量について SCC 進展試験片と大気中クリープ進展試験片の各々で測定し、測定結果を比較した。

水素吸収量測定は昇温脱離ガス分析法 (Thermal Desorption Spectrometry, TDS) により行った。測定用試験片にはき裂進展試験後の試験片から約 $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 0.1 \text{ mm}$ の寸法で切り出したものを用い、き裂進展試験の期間中に試験片が吸収した水素量を測定した。切り出しに用いた試験片は 360°C の水中および大気中でのき裂進展試験のもので、次の3箇所からそれぞれ切り出した。一つは SCC 破面の表面から、二つ目は SCC 破面から離れた位置となる CT 試験片の角から、三つ目は大気中のクリープ進展試験片からである。そして、各試験片は室温から 830°C まで $5^\circ\text{C}/\text{min}$

の速度で昇温し、真空系四極子質量分析装置により随時放出水素量を測定した。各温度における試験材料と放出水素量のモル比 ($x=\text{H}/\text{Fe}$) を求め、放出速度 (dx/dT) を温度の関数として算出した。

3. 試験結果と考察

3.1 SCC き裂進展速度の温度依存性

SCC き裂進展試験の結果、全ての温度 ($280 \sim 360^\circ\text{C}$) で有意なき裂進展が確認され、粒界割れの様相を呈した破面が観察された。その代表例として 360°C の結果を図4に示す。SCC き裂進展速度と温度 (T) との相関を図5に示した。温度の上昇に伴い SCC き裂進展速度が増加しているが、 310°C 付近で勾配が変化しており、低温側ではき裂進展速度の変化が緩やかであった。冷間加工の影響については、20% 冷間加工材より 30% 冷間加工材の方がより速く進展した。また、水素添加した純水中と脱気のみ純水中では各 SCC き裂進展速度に有意な差は確認できなかった。このことから添加した溶存水素濃度は

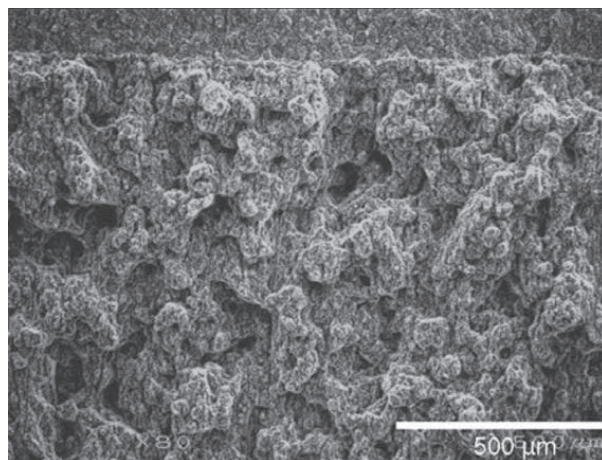
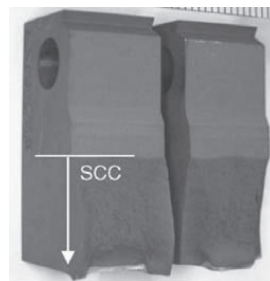


図4 CT 試験片開放後の SCC 破面 (30 %CW 炭素鋼, 水素添加純水, 360°C , 425 時間, $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

SCC 進展機構にほとんど関与していないものと考えられる。

き裂断面観察では、図6のように SCC き裂先端周辺部にあるフェライト-パーライト相およびフェライト-フェライト相の粒界に多数のキャビティが確認された。キャビティの存在は SCC き裂進展過程に強く

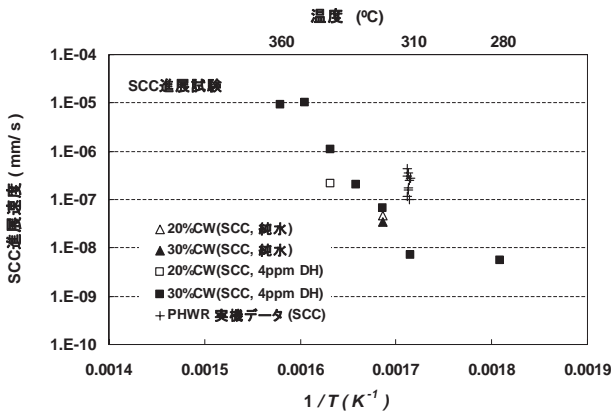


図5 冷間加工炭素鋼の SCC き裂進展試験の温度依存性

関与していると考えられる。さらに、図5で実験結果のデータと PHWR での実機データ⁽³⁾とを比較した。PHWR での平均 SCC き裂進展速度は、SCC 発生に要する期間を 0 時間として考え、観測された SCC 深さを単純に管壁が貫通するまでの運転時間で除すことで算出した。その結果、PHWR 実機のき裂進展速度は実験データよりも 10 倍速い結果となった。

3.2 クリープき裂進展速度の温度依存性

クリープき裂進展試験の結果、全ての温度(270~380°C)で有意なクリープき裂進展が確認された。クリープき裂破面の例として 360°C の結果を図7に示す。ガス環境中で試験したにも関わらずき裂破面は SCC の場合と似た粒界割れの様相を呈していた。

き裂断面観察では図8に示したように SCC のき裂と同様に、クリープき裂先端周辺部のフェライト-パーライト相およびフェライト-フェライト相の粒界にも明瞭なキャビティが確認された。これらのキャビティは最も低い 270°C においても確認された。クリープき裂の温度効果を図9に、文献データ^{(1)・(3)}も併せて示した。文献のデータは Point Lepreau 発電所

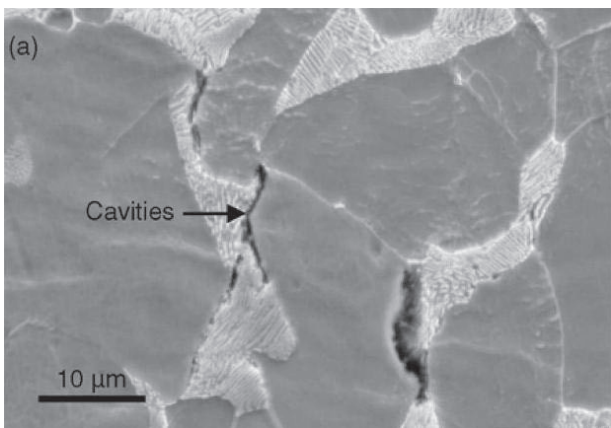
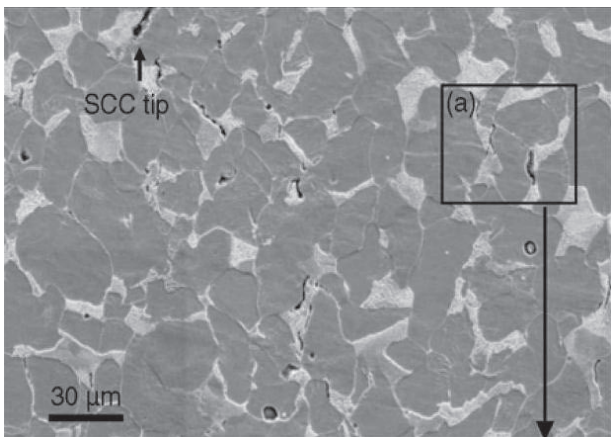


図6 SCC のき裂先端近傍断面 SEM 像 (30%CW 炭素鋼, 水素添加純水, 340°C, 600 時間)

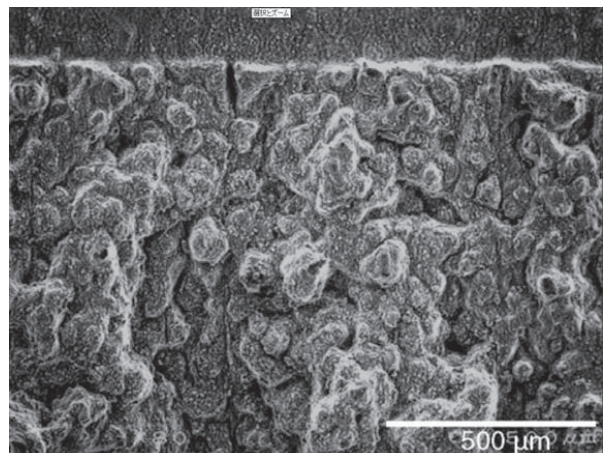
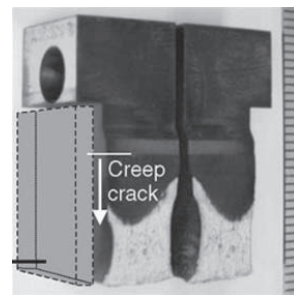


図7 CT 試験片開放後のクリープき裂破面 (30%CW 炭素鋼, 大気中, 360°C, 4001 時間, 40 MPa√m)

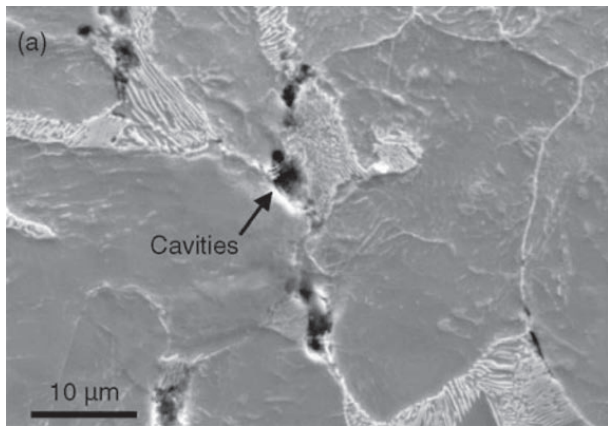
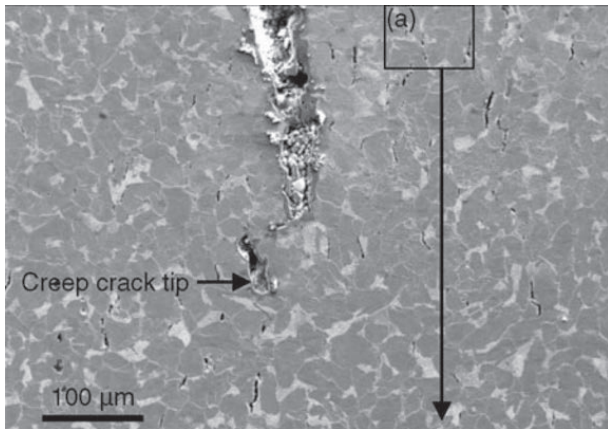


図8 クリープき裂の先端近傍断面 SEM 像 (30%CW 炭素鋼, 大気中, 360°C, 4001 時間)

(PHWR) の給水配管の冷間加工を受けた部位から採取した試験片を用いて大気中で 33.5 MPaEQ \R(,m) で試験した結果である。文献と実験データはよく似た温度依存性を示した。また, 大気中, アルゴンガス中, 水素ガス中でのそれぞれのき裂進展速度について, 有意な差は見られなかった。

次に, SCC とクリープの各き裂進展度を図 10 にまとめた。SCC き裂進展速度はクリープ進展速度よりも速く, 特に高温側で約 10 倍と顕著である。SCC で見られた進展速度の促進は電気化学的な反応, 例えば水素による空孔拡散や転位などが関与している可能性がある。また, SCC およびクリープのき裂進展速度は共に温度の上昇に伴って増加している。

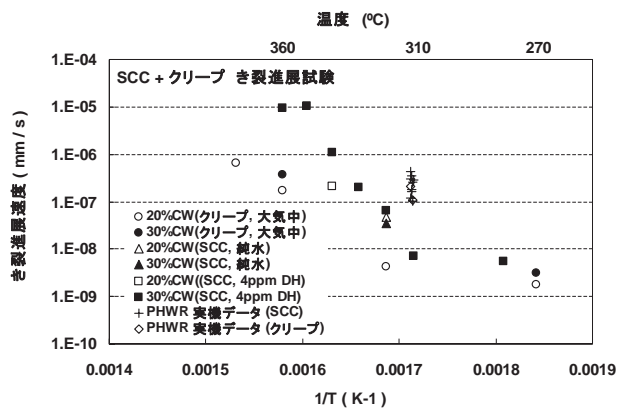


図 10 冷間加工炭素鋼の SCC およびクリープき裂進展試験の温度依存性

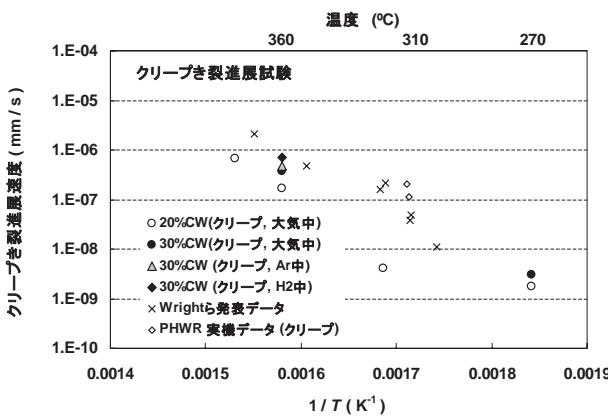


図 9 冷間加工炭素鋼のクリープき裂進展試験の温度依存性

3.3 キャビティの生成

図 6 および図 8 で示したように SCC およびクリープき裂共にき裂先端周辺部に微細なき裂やキャビティが観察された。これらのき裂は共にフェライト-パーライトおよびフェライト-フェライト粒界に観察された。そして, 空孔の濃縮の結果生成したと考えられる小さなキャビティがさらに結合しながらき裂が成長しているように見える。拡大観察の結果, き裂が十分に成長した部分のき裂表面には明らかな酸化が認められたが, まだき裂の一部とはなっていないキャビティの内面には酸化の痕跡はなかった。このことはキャビティがまだき裂本体とはつながっていないことを示している。すなわち, これらのキャビティはき裂の核としてき裂進展より先に生成していると考えられる。さらに, 大気中 270°C で 8033 時間の試験においても数は少ないもののキャビティが確認された。これらの実験

データから温度が高いほどキャビティの数も増えてい
ると考えられることから、キャビティ生成速度は空孔
の拡散のような熱的に活性化される過程に支配されて
いると考えられる。

3.4 キャビティ生成速度と SCC およびク リープのき裂進展速度との相関

SCC およびクリープのき裂付近におけるキャビティ
密度について、分布調査位置を図 11 に、分布状況
結果を図 12 および図 13 に示す。これらのキャビティ
はき裂の先端が各部位 (a, b, c) を通過する前に生
成したものと考えられる。どの部位においても多数の
キャビティがき裂側面近傍で観測され、き裂面ではキ
ャビティ密度が $1 \times 10^{-3} \sim 2.5 \times 10^{-3}$ であり、き裂
面から離れるに従って密度は減少した。

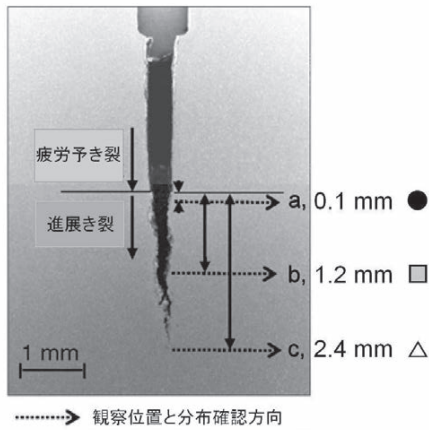


図 11 キャビティ密度の分布調査位置

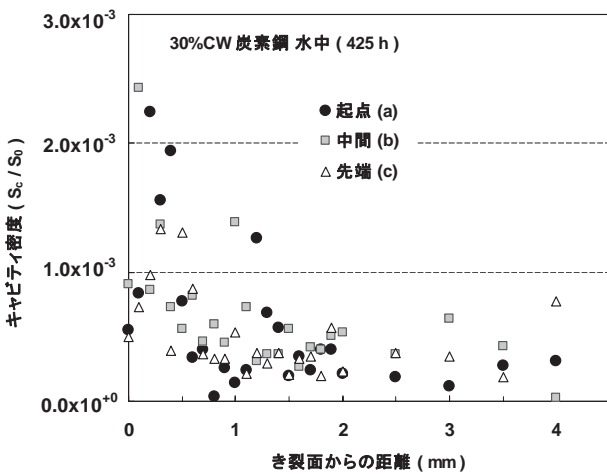


図 12 SCC き裂進展試験片のキャビティ分布状況
(30%CW 炭素鋼, 360°C, 425 時間)

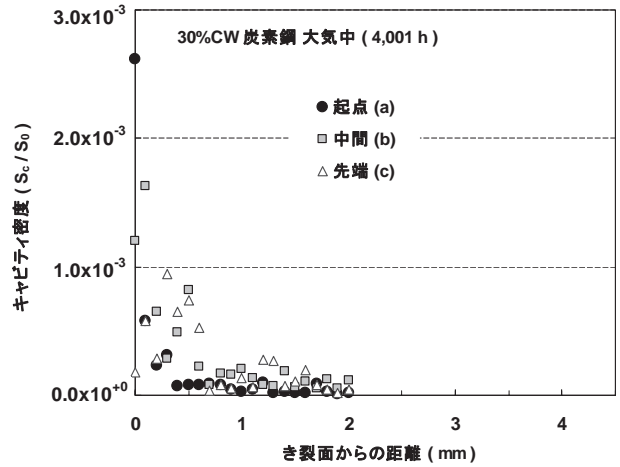


図 13 クリープき裂進展試験片のキャビティ分布状況
(30%CW 炭素鋼, 360°C, 4001 時間)

全てのキャビティは粒界上に発生していることか
ら、粒界の結合強度はキャビティ密度の上昇に伴い弱
くなっていくと考えられる。そして、冷間加工炭素鋼
の SCC やクリープ割れを引き起こす限界強度を下回
ったときに粒界割れが進展すると考えられる。したが
って、この致命的な限界キャビティ密度が SCC もク
リープも $1 \times 10^{-3} \sim 2.5 \times 10^{-3}$ の値であると考えら
れる。一方、試験時間は SCC が 425 時間に対してク
リープき裂は 4001 時間であることから、大気中より
も水中の方がキャビティの生成が 10 倍も速いこと
になる。

そこで式(5)から求めたキャビティ生成速度を SCC

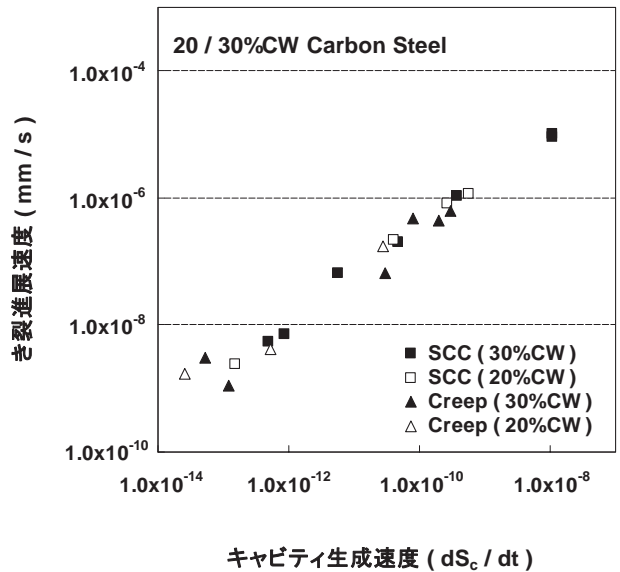


図 14 各き裂進展速度とキャビティ生成速度の相関 (炭
素鋼, 360°C)

およびクリープき裂進展速度と比較した。その結果、図 14 に示したようにキャビティ生成速度と各き裂進展速度との相関はほぼ同一であり、極めて高い相関であった。この結果は、冷間加工した炭素鋼のき裂進展速度が、脱気高温水中の SCC やクリープ割れを引き起こす粒界上におけるキャビティ生成速度に強く支配されていることを示唆している。

3.5 SCC およびクリープき裂進展試験中における水素吸収量

TDS 測定の結果を図 15 に示す。昇温温度に対する水素脱離率（単位温度変化当たりの水素放出量）を示したものであり、これから 2 つの重要な結果が得られた。一つはクリープ試験片（大気中）より SCC 試験片（水中）の方がより多くの水素を吸収していたことであり、特にき裂表面での吸収量が著しく多かった。二つ目は SCC 面の試料からは 330°C と 510°C 付近の高温領域に水素の放出ピークが確認されたことである。これらのことは SCC 試験片表面（特にき裂面近傍）では空孔のような場所に多量の水素が強固に閉じ込められていたことを示している。以上のことから、キャビティ生成速度の促進は、水環境で発生した大量の水素が金属に強固に取り込まれることが関与していることを示唆している。水中でキャビティ生成が加速されることを考えると、空孔の拡散係数のような熱力学的定数が大気中より水中の方がより大きいと考えられる。これまでに様々な金属について、水素によって大量の空孔が導入され、格子拡散が増加するなどの報

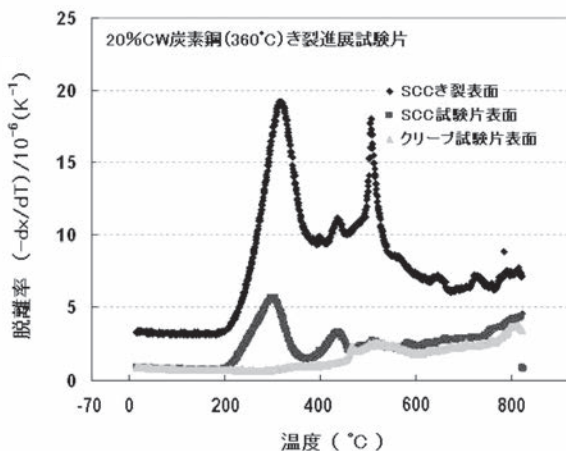


図 15 各き裂進展試験片の TDS 測定結果（炭素鋼，360°C）

告例^{(24)~(29)}がある。また、それらのデータによれば、空孔濃度の上昇は水が表面で還元され水素を生成する結果であろうと考えられている。したがって、冷間加工した炭素鋼においても、水から生成した水素の吸収によって空孔拡散が大気中で試験したときに比べて高められている可能性がある。特にき裂面においては、き裂が進展した直後には新しいき裂面として露出する内部金属の電位と進展前から露出していた酸化皮膜の電位とに大きな電位差を生じるため、一時的に急激な還元反応が進むこととなり、大量の水素が発生していると考えられる。この大量の水素によって空孔が大量に導入された可能性があると考えられる。

4. まとめ

20% および 30% 冷間加工炭素鋼について、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 の範囲で大気中でクリープ割れが進展することを確認した。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き裂進展速度に比べて約 10 倍速かった。また、これらのき裂破面は SCC、クリープともによく似た粒界割れの様相を呈した。

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

SCC およびクリープの各き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、それぞれのき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る。すなわち、冷間加工された炭素鋼の 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る。

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き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、き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。

謝辞

TDS 測定では兵庫県立大学 福室直樹 助教にご協力いただき、深く感謝し御礼申し上げます。また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) 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).
- (2) M. Wright, "Crack Initiation and Early Stages of Crack Growth in CANDU Feeder Pipes", The SCC Initiation Workshop, Beaune, France, (2008).
- (3) J. P. Slade, T. S. Gendron, "Flow Accelerated Corrosion and Cracking of Carbon Steel Piping in Primary Water-Operating Experience at the Point LePreau Generating Station", Proc. 12th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors Water Reactors. Eds. L. Nelson, P King, T Allen, (Warrendale, PA. TMS2011).
- (4) H. Choi, F. H. Beck, Z. Szklarska-Smialowska, D. D. Macdonald, *Corrosion*, 38 (1982) 136.
- (5) J. Kuniya, I. Masaoka, R. Sasaki, H. Itoh, T. Okazaki, Trans. *ASME* 107 (1985) 430.
- (6) M.O. Speidel, "Stress Corrosion Cracking of Steam Turbine Steels—An Overview," Proc. 2nd Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactor, D. Cubicciotti, Chair (La Grange Park, IL: American Nuclear Society, 1985), 267.
- (7) J. Hickling, *Nucl. Eng. Des.* 91 (1986) 305.
- (8) M. O. Speidel, *J. Mater. Eng.* 9 (1987) 157.
- (9) M. O. Speidel, R. M. Magdowski, *Int. J. Press. Vessels Pip.* 34(1988) 119.
- (10) P. M. Scott, D. R. Tice, *Nucl. Eng. Des.* 119 (1990) 399.
- (11) J. Heldt, H. P. Seifert, "Stress Corrosion Cracking of Reactor Pressure Vessel Steels Under Boiling Water Reactor Condition", Proc. 9th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, eds. S. Bruemmer, P. Ford, G.S. Was (Warrendale, PA: The Minerals, Metals, and Materials Society [TMS], 1999), 901.
- (12) J. Hickling, "Strain-Induced Corrosion Cracking of Low Alloy Steels Under BWR Conditions: Are There Still Open Issues," Proc. 10th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactor, P. Ford, G.S. Was, Chairs (Houston, TX: NACE International, 2001).
- (13) H. Hanninen, Y. Y. Yagodzinskyy, O. Tarasenko, H. P. Seifert, U. Ehrnsten, P. Aaltonen, "Effect of Dynamic Strain Aging on Environment- Assisted Cracking of Low Alloy Pressure Vessel and Piping Steels", Proc. 10th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactor, P. Ford, G.S. Was, Chairs (Houston, TX; NACE, 2001).
- (14) S. Ritter, 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 (Houston, TX: NACE, 2003).
- (15) H. P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling, "Environmentally Assisted Cracking of Low-Alloy RPV and Piping Steels Under LWR Conditions", Proc. 11th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, G.S. Was, Chair (La Grange Park, IL: American Nuclear Society, 2003).
- (16) A. Roth, B. Devrient, D. Gomez-Briceno, J. Lapena, M. Ernestova, M. Zamboch, U. Ehrnsten, J. Fohl, T. Weissenberg, H. P. Seifert, S. Ritter, "The Effect of Transition on

- the Crack Growth Behavior of Low Alloy Steels for Pressure Boundary Components under Light Water Reactor Operating Conditions," Proc. 12th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, eds. L. Nelson, P. King, T. Allen (Warrendale, PA: TMS, 2005).
- (17) H.P. Seifert, S. Ritter, "Mitigation Effect of Hydrogen Water Chemistry on Stress Corrosion and Low Frequency Corrosion Fatigue Crack Growth in Low Alloy Steels," Proc. 12th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, eds. L. Nelson, P. King, T. Allen (Warrendale, PA: TMS, 2005).
- (18) H.P. Seifert, S. Ritter, "Effect of Corrosion Potential on Corrosion Fatigue Crack Growth of Low Alloy Steels in High Temperature Water," Proc. 13th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, P. King, T. Allen, Chairs (Toronto, ON, Canada: Canadian Nuclear Society, 2007).
- (19) A. Roth, J. Hickling, "Crack Initiation Due to Environmentally Assisted Cracking in Carbon and Low Alloy Steels Exposed to High Temperature Water," Proc. 13th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, P. King, T. Allen, Chairs, (Toronto, ON, Canada: Canadian Nuclear Society, 2007).
- (20) H. P. Seifert, S. Ritter, *J. Nucl. Mater.* 372 (2008) 114.
- (21) H. P. Seifert, S. Ritter, *J. Nucl. Mater.* 378 (2008) 312.
- (22) D. J. Lees, M. J. Siverns, Proc. Conf. on Tolerance of Flaws in Pressurized Components (London, U.K.: Institution of Mechanical Engineers, 1978), 193.
- (23) 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*. 66 No.1 (2010) 015008.
- (24) K. Arioka, T. Miyamoto, T. Yamada, M. Aoki, "Role of Cavity Formation in Crack Initiation of Cold-Worked Carbon Steel in High-Temperature Water," *Corrosion*. 69 No.5 (2013) 487-496.
- (25) ASTM E 399-90 (Reapproved 1997), 15-17.
- (26) Y. Yamazaki, Y. Iijima, M. Okada, *Acta Mater.* 52 (2004) 1247.
- (27) T. Iida, Y. Yamazaki, T. Kobayashi, Y. Iijima, Y. Fukai, *Acta Mater.* 53 (2005) 3083.
- (28) Y. Fukai, N. Okuma, *J. Appl. Phys.* 32 (1993) 1256.
- (29) Y. Fukai, M. Yamakata, T. Yagi, *Z. Phys. Chem.* 179 (1993) 119.
- (30) Y. Fukai, N. Okuma, *Phys. Rev. Lett.* 73 (1994) 1640.
- (31) H. K. Birnbaum, C. Buckley, F. Zeides, E. Sirois, P. Rozenak, S. Spooner, J.S. Lin, *J. Alloys Compd.* 253-254 (1997) 260.