

© 1989 ISIJ

論 文

圧力容器用低合金鋼の高温高压水中における 低サイクル疲労挙動

佐藤 俊司*・永田 徳雄*²・片田 康行*²

Low Cycle Fatigue Behaviour of Pressure Vessel Steels in High Temperature Pressurized Water

Shunji SATO, Norio NAGATA and Yasuyuki KATADA

Synopsis :

Low cycle fatigue behaviour of low alloy steels JIS SFVQ1A (equivalent to ASTM A508 cl. 3) and SQV2A (A533B cl. 1) for reactor pressure vessel was investigated in high temperature pressurized water environment. Total strain range, strain rate and dissolved oxygen (DO) concentration were varied from 0.5% to 2.2%, 0.1%/s to 0.001%/s and 10 ppb to 8 000 ppb, respectively. Fatigue tests in ambient air and 561K air were also conducted for comparison.

Reduction of fatigue life in high temperature water environment was observed. It decreased with decreasing total strain range and rather longer fatigue lives than those in air were observed at lower total strain range. SQV2A steel showed a distinct strain rate dependence of fatigue life compared to SFVQ1A steel, while both steels showed a similar DO concentration dependence. It was found that fatigue cracks initiated at surface corrosion pits due to MnS inclusion and the low cycle fatigue behaviour of both steels depended on their sulphur contents.

It can be conclusively remarked that the materials tested possess a plenty of safety margin in high temperature water environment by judging from the fact that the present data fell on the points far above the design fatigue curve in the ASME Code Sec. III.

Key words : low alloy steels ; pressure vessel steels ; low cycle fatigue ; corrosion fatigue ; high temperature water ; S-N curve ; strain rate ; dissolved oxygen ; corrosion pit.

1. 緒 言

繰返し荷が予想される構造物の設計に際しては、一般に、使用材料の疲労特性を把握し、疲労曲線を確立しておくことが必要である。ところで、材料の疲労特性は材料の置かれる使用環境によっては大きな影響を受けるため、疲労損傷に及ぼす環境の影響を解明し、疲労設計時における実環境下の安全裕度を定量的に明確にしておかなければならない。

高温高压水環境下の低サイクル疲労試験は実験上の制約もあって、報告はそれほど多くない。これまで、圧力容器用低合金鋼及び配管用炭素鋼について繰返し速度^{1)~3)}、溶存酸素¹³⁾等の影響や ASME CODE⁴⁾の設計疲労曲線との関係⁵⁾⁶⁾が調べられてきた。また近年、国産材料の疲労強度に関して系統的な研究^{7)~10)}が行われている。さらに、構造材料の高温水環境中疲労挙動に

関するデータベース化と寿命予測式の提案がなされている^{11)~13)}。これらによれば、フェライト鋼の疲労寿命は大気中に比べて高温水中では大きく低下する場合があること、ひずみ速度や溶存酸素等の力学因子や環境因子に強く依存することなどが明らかになってきている。

本研究は、圧力容器用低合金鋼鍛造材及び圧延材について高温高压水中で、低サイクル疲労試験を実施したもので、疲労寿命に及ぼす各種因子の影響を調べ、腐食疲労き裂の発生挙動を検討した結果について報告する。

2. 供試材及び実験方法

2.1 供試材

供試材は JIS 規格圧力容器用調質型低合金鋼鍛造材 SFVQ1A (ASTM A508 cl.3 相当) 及び圧力容器用調質型マンガン・モリブデン・ニッケル低合金鋼圧延材 SQV2A (ASTM A533B cl.1 相当) の 2 鋼種である。

昭和 61 年 4 月・62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 12 月 23 日受付 (Received Dec. 23, 1988)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*2 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical compositions, heat treatment and mechanical properties.

	Chemical compositions (wt%)										Heat treatment			Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu				YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	RA (%)
SFVQ 1A	0.17	0.28	1.38	0.003	0.003	0.74	0.15	0.48	0.003	—	1 259~1 940	295K×7h1/4 952K×7h3/4 883K×23h	WQ. AC. FC.	447	598	29.1	73.0
SQV 2A	0.19	0.24	1.28	0.008	0.007	0.64	0.19	0.45	tr	0.04	1 273K 955K×5h 897K×45h	WQ. FC. FC.	454	601	29.0	68.0	

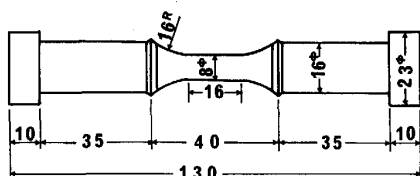


Fig. 1. Specimen geometry (mm).

Table 1 に供試材の化学成分，熱処理条件及び機械的性質を示す。

疲労試験片として Fig. 1 に示す平行部直径 8 mm，平行部長さ 16 mm のつば付中実丸棒試験片を用いた。試験片の採取方向は試験片中心軸が鍛造または圧延方向に平行及び直角の 2 方向とした。試験に先立ち最終的に 1000 番のエメリー紙で平行部に平行に研磨し，超音波洗浄を行った後試験に供した。

2.2 実験装置

本研究に用いた高温高压水中疲労試験装置は，動的荷重容量 ± 49 kN の電気油圧サーボ型疲労試験機，最高使用温度 573 K，最高使用圧力 9.8 MPa，容量 6 l の SUS316L 製倒立型オートクレーブ及び循環流量 30 l/h の水循環装置からなる。循環水の水質監視のため給水側で溶存酸素 (DO) 濃度，pH，伝導度を連続的に測定し，戻り水側では DO 濃度を測定した。DO 濃度は貯水槽内に N₂ 及び O₂/N₂ 混合ガスを吹き込むことによって調整し，この制御値を試験時の DO 濃度とした。

試験片のひずみの測定は上下のつばに連動するマグネットコアの動きをステンレスの細管を介して大気中に置かれた差動トランスで電気的に検出する方法を用いた。軸ひずみの制御はこのため，あらかじめ室温大気中でクリップゲージを用いて平行部ひずみとつば間ひずみの補正曲線を求め，それを用いてひずみの補正を行った。

2.3 試験条件

低サイクル疲労試験は，三角波を用いた軸ひずみ制御完全両振り試験とし，全ひずみ範囲が 0.5%~2.2%，ひずみ速度が 0.1%/s~0.001%/s の範囲で行った。試験環境は沸騰水型原子炉の冷却材を模擬した 561K，

Table 2. Conditions of fatigue tests.

Materials	JIS SFVQ 1A (ASTM A508 cl. 3) JIS SQV 2A (ASTM A533B cl. 1)
Stress ratio	-1
Wave form	Triangle
Strain rate	0.1, 0.01, 0.001%/s
Control mode	Strain
Temperature	561 K
Pressure	7.8 MPa
Water chemistry	DO : 10~8 000 ppb pH : 6.2~6.5 Conductivity : <0.1 μS/cm

7.8 MPa，DO 濃度 100 ppb の高温純水とした。さらに，この条件で DO 濃度を変えてその依存性も調べた。また，比較のため室温大気中及び 561 K の高温大気中でも試験を行った。高温大気中の疲労試験はオートクレーブ内に空気を送気しながら行った。試験条件を Table 2 に示す。

3. 実験結果

3.1 低サイクル疲労特性

3.1.1 繰返しに伴う応力の変化

室温大気中及び 561 K の高温水中における繰返しに伴う応力の変化をひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 0.1\%/s$ ，全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t = 0.6\sim 2.2\%$ における結果を代表例として Fig. 2 に示す。本試験鋼種は Table 1 に示した焼入れ，焼もどしを施した調質材であり，室温では応力低下を伴う繰返し軟化を示す。一方高温水中では，全体的に応力レベルは低下するが，ゆるやかな応力上昇を伴った繰返し硬化を示した。また，高温大気中の挙動は高温水中と同様であった。Fig. 2 に示したような応力-繰返し数曲線の上で引張り側の最大応力が疲労寿命の 1/2 の繰返し数における応力から 25% 低下したときの繰返し数 N_{25} を疲労寿命と定義して以下の整理を行った。

3.1.2 室温の低サイクル疲労特性

低合金鋼の基本的低サイクル疲労特性を取得し，環境効果の評価の基準に供する目的で，まず，室温大気中における S-N 曲線を求めた。この際，試験片の切出し方向による差異は認められなかったので以下の結果の整理では方向性をとくに考慮しないこととした。 $\Delta\epsilon_t$ と N_{25}

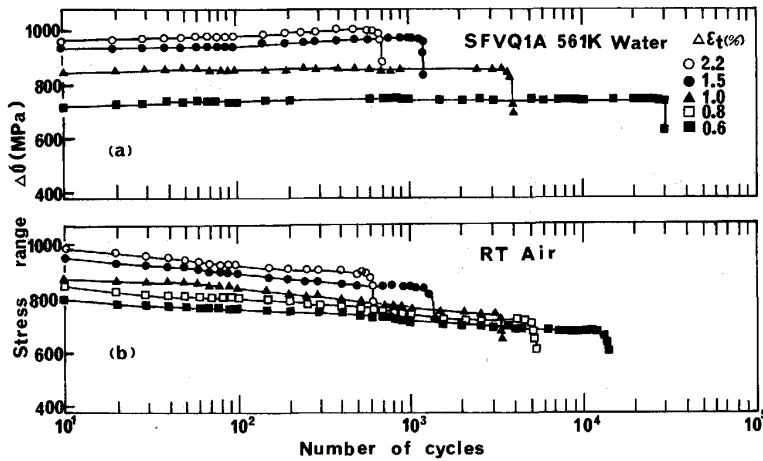


Fig. 2. Stress range vs. number of cycles curves for SFVQ1A steel in (a) high temperature water and (b) ambient air.

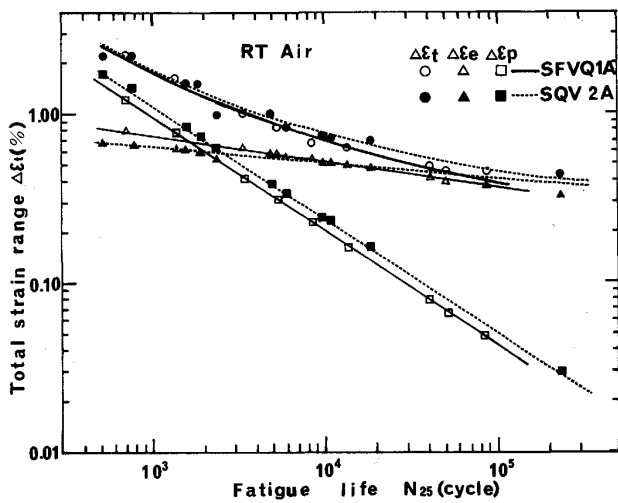


Fig. 3. Data of total strain range $\Delta\epsilon_t$, plastic strain range $\Delta\epsilon_p$ and elastic strain range $\Delta\epsilon_e$ vs. fatigue life N_{25} and fitting curves by eq. 1 for SFVQ1A and SQV2A steels at room temperature.

の関係を Fig. 3 に示す。 $\Delta\epsilon_t$ はよく知られるように弾性ひずみ成分 $\Delta\epsilon_e$ と塑性ひずみ成分 $\Delta\epsilon_p$ からなり、それぞれの成分について N_{25} との関係を求めると、図中に示すごとく、大略直線関係が成り立つことから、 $\Delta\epsilon_t$ は、

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p = AN_{25}^{-\alpha} + BN_{25}^{-\beta} \dots\dots\dots (1)$$

と表される。ここで、 A 、 B 、 α 、 β は定数である。また (1) 式右辺第 2 項はいわゆる Manson-Coffin の関係式である。図から求めた Manson-Coffin の関係式の指数 β は、 SFVQ1A 材が 0.68、 SQV2A 材が 0.67 とほぼ同じであった。(1) 式を用いて S-N データの回帰曲線を求めた結果を図中に示す。また各定数を Table 3 に示す。2 鋼種の室温の回帰曲線はほぼ同様の傾向を示し、鋼種間にとくに差異は認められなかった。

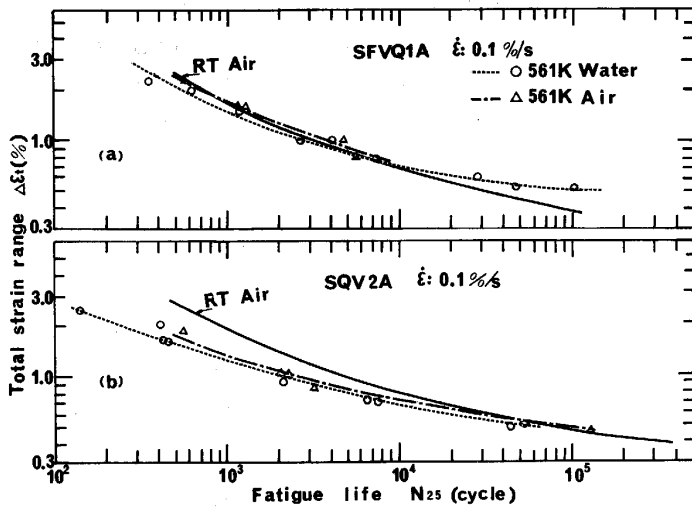
Table 3. Calculated values of constants in eq. 1.

Material	Environment	$\dot{\epsilon}$ (%/s)	A	α	B	β
SFVQ 1A	561 K water	0.1	0.01	0.02	1.06	0.68
		0.01	0.02	0.14	1.51	0.76
		0.001	0.02	0.12	0.47	0.62
SFVQ 1A	561 K air	0.1	0.02	0.15	1.29	0.72
	RT air	0.1	0.02	0.17	1.05	0.68
SQV 2A	561 K water	0.1	0.02	0.11	0.23	0.55
		0.01	0.01	0.11	0.38	0.64
		0.001	0.41	0.64	0.02	0.32
SQV 2A	561 K air	0.1	0.01	0.07	0.57	0.65
	RT air	0.1	0.01	0.10	1.20	0.67

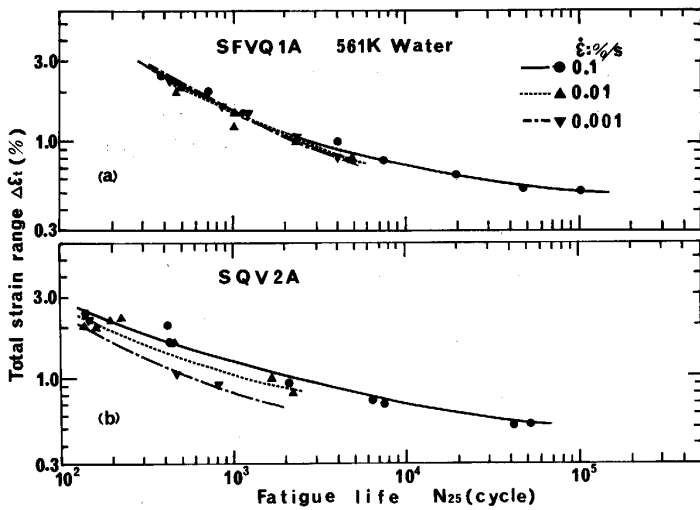
$$\Delta\epsilon_t = AN_{25}^{-\alpha} + BN_{25}^{-\beta}$$

3・1・3 高温水中及び高温大気中の低サイクル疲労特性

561 K、 DO 濃度 100 ppb の高温純水中及び、 561 K の高温大気中で疲労試験を行い比較を行った。 ひずみ速度が 0.1%/s における S-N 曲線を室温の結果を含めて比較したものを Fig. 4 に示す。 図から明らかのように、 室温大気中に対する高温大気中及び高温水中の疲労寿命は SFVQ1A 材ではほぼ同様か低 $\Delta\epsilon_t$ 領域ではむしろ長くなる傾向がみられるが、 SQV2A 材ではとくに $\Delta\epsilon_t$ の大きいほど寿命の低下が大きくなる傾向があった。 高温水中と高温大気中を比べるといずれの鋼種とも同じ傾向ながら前者の方が寿命がわずかに短く、 環境効果による寿命の低下が認められる。 したがって、 室温大気中に対する高温水中の疲労挙動は環境効果と温度効果の二つの因子によって支配され、 後者により強く依存していることがわかった。 高温水中の疲労寿命が低 $\Delta\epsilon_t$ 領域で長くなる傾向は炭素鋼や低合金鋼で認められており、 ひずみ時効効果によるものと考えられている³⁾。(1) 式の高温水中及び高温大気中の各定数を室温大気中とともに Table 3 に示した。



(a) SFVQ1A (b) SQV2A
Fig. 4. Comparison of $\Delta\epsilon_t$ vs. N_{25} curves in ambient air, 561K air and high temperature water.



(a) SFVQ1A (b) SQV2A
Fig. 5. $\Delta\epsilon_t$ vs. N_{25} curves obtained at various strain rates in high temperature water.

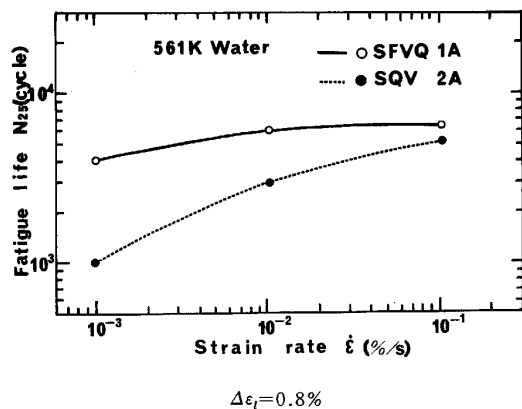


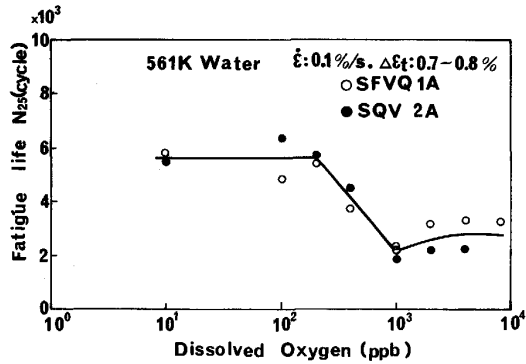
Fig. 6. Strain rate dependence of N_{25} for SFVQ1A and SQV2A steels in high temperature water.

Fig. 5 は両鋼種の高温水中の S-N 曲線に及ぼすひずみ速度の影響を示したものである。SFVQ1A 材ではひずみ速度によらずほぼ同じ傾向を示すのに対して、

SQV2A 材ではひずみ速度が低下するとともに疲労寿命が低下し、さらに、 $\Delta\epsilon_t$ が小さいほど低下の幅は大きい。S-N 曲線から求めた $\Delta\epsilon_t = 0.8\%$ における疲労寿命のひずみ速度依存性を Fig. 6 に示す。両鋼種ともに凸の傾向がみられるが、 $N_{25} = C\epsilon^{\gamma}$ が成り立つとして求めた γ の値は SFVQ1A 材が 0.10、SQV2A 材が 0.36 で前者の方が小さい。ほぼ同一条件で試験した両鋼種のひずみ速度依存性は逆に前者の方が大きいという報告¹⁾もあり、鋼種よりも材料のミクロな性状に依存するものと考えられる。

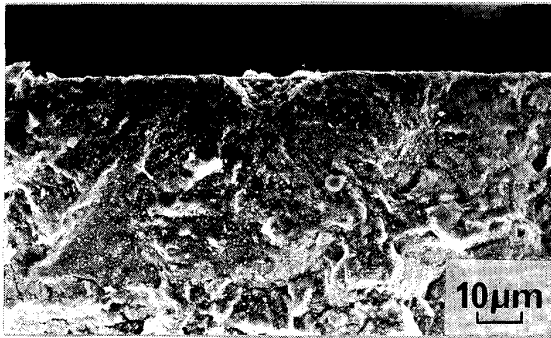
3.1.4 溶存酸素 (DO) 濃度依存性

高温水中において $\Delta\epsilon_t = 0.7 \sim 0.8\%$ 、 $\epsilon^{\cdot} = 0.1\%/s$ の一定の条件下で DO 濃度を 10~8000 ppb の範囲で変化させ、両鋼種の N_{25} を比較した結果を Fig. 7 に示す。図にみるように、両鋼種とも 200 ppb 以下では N_{25} はほとんど変わらず DO 濃度の影響は認められないのに対して、それ以上では N_{25} が顕著に低下し、1000 ppb



$$\Delta \epsilon_f = 0.7 \sim 0.8\% \quad \dot{\epsilon} = 0.1\%/s$$

Fig. 7. DO dependence of N_{25} for SFVQ1A and SQV2A steels in high temperature water.



$$\Delta \epsilon_f = 1.0\% \quad \dot{\epsilon} = 0.1\%/s$$

Photo. 1. A typical example of fatigue crack initiation on the fracture surface of SQV2A in high temperature water.

以上では低濃度域の $1/2 \sim 1/3$ に低下する DO 濃度依存性が認められた。このように疲労寿命低下の遷移が現れるという結果は低合金鋼¹¹⁾や炭素鋼¹¹⁾でも見出されており、炭素鋼では 100 ppb \sim 500 ppb とやや低 DO 側に遷移が移行している。

3.1.5 破面観察

低サイクル疲労試験後の試験片、とくに高温水中で行った試験片について、その破断面を走査型電子顕微鏡を用いて観察し、き裂の発生及び伝ば挙動を調べた。Photo. 1 は、最初に高温水中で引張り-圧縮の試験を行って初期き裂を入れた後引張り-引張りの繰返し負荷で破断した試験片の破断面の SEM 像である。破面は高温水中の酸化による厚い酸化膜に覆われているが、き裂は明らかに腐食ピットとみられるくぼみを起点として伝ばしており、起点周辺から擬脆的な伝ばを示す領域と、それに続く延性ストライエーションを示す領域が明瞭に観察される。起点のくぼみはおよそ $10 \mu\text{m}$ の大きさで後述するようにその大きさは鋼中に存在する MnS の大

きさとほぼ一致しており、き裂は MnS の溶出によってできた腐食ピットを起点に発生しているものと考えられる。高温大気中あるいは室温大気中では、このようなくぼみを起点とするき裂の発生は観察されなかった。

4. 考 察

4.1 MnS 介在物とき裂の発生について

本実験に用いた圧力容器用鋼 SFVQ1A 材及び SQV2A 材の高温水中の低サイクル疲労特性は、基本的には両鋼種間で差異はないが、ひずみ速度が低下した場合のひずみ速度依存性は、SQV2A 材の方が明らかに大きく、低ひずみ速度において疲労寿命が短くなる結果が得られた。両者は、鍛造材と圧延材の違いはあるが、成分的には Table 1 にみるようにほぼ同等であり、組織的にもベイナイト組織で、室温の機械的性質も類似している。しかし、不純物としての S, P の含有量では SQV2A 材の方が SFVQ1A 材より 2 倍以上多い。高温水中においてはフェライト鋼の疲労き裂伝ば挙動は不純物 S 含有量に強く依存することが知られている¹⁴⁾¹⁵⁾。すなわち、S 量が 0.010 wt% 以下では、き裂伝ば速度は S 量にあまり依存せず、室温大気中の伝ば速度に比べてとくに加速はみられないが、0.010 wt% 以上では S 量に依存して著しい加速を示すことが明らかになってきている。これに照らしてみると両者の S 含有量は 0.01 wt% 以下であり、S 含有量の違いはとくに問題になるようにはみえない。一方、P の影響については圧力容器用鋼の場合、中性子照射下での延性-脆性遷移温度を高める元素として注目されている¹⁶⁾¹⁷⁾。しかし、高温水環境下の疲労き裂伝ば速度に及ぼす影響については現在のところ加速要因になるとの報告は見あたらない。S の場合、鋼中では MnS の介在物として存在し、高温水中では、 $\text{MnS} + 4 \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Mn}^{2+} + \text{SO}_4^{2-} + 8 \text{H}^+ + 8 \text{e}^-$ の反応により MnS が溶出し、き裂先端のすきまの pH を低下させ、水素脆化を誘起すると考えられている¹⁸⁾。

延性材料の低サイクル疲労き裂は、一般に、すべり変形の繰返しによって材料表面に生じた入込み (Intrusion) や、表面に存在する介在物が応力集中点となって発生すると考えられている。高温大気中のような酸化性雰囲気下では、材料表面に強固な酸化膜を生じる場合、すべり変形による入込みや突出し (Extrusion) が見掛け上抑制され、内部の欠陥や粒界が起点になる。一方、本実験のように高温水中条件下では、材料の表面にマグネタイトの酸化膜が形成されるが、また同時に表面の非金属介在物の溶出により腐食ピットが発生し、これが Photo. 1 にみたように、き裂の発生点になるもの

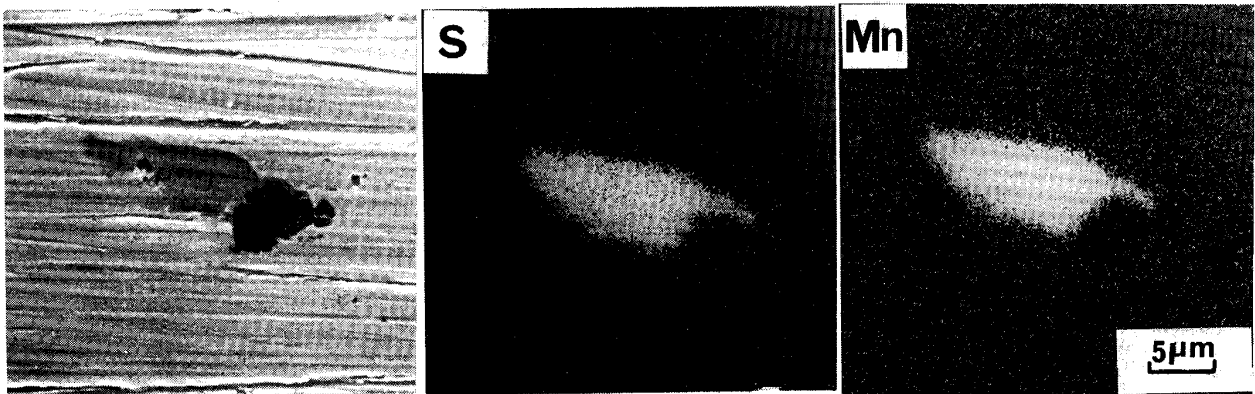
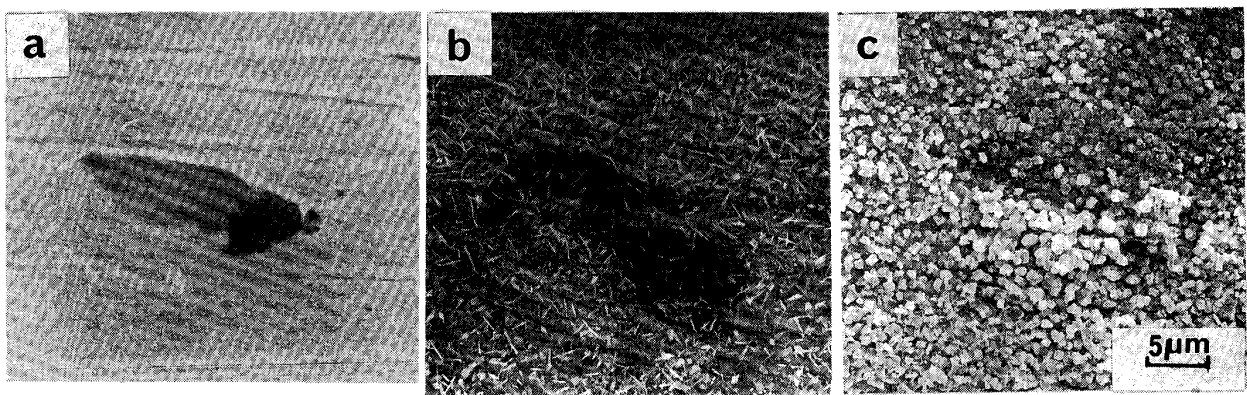


Photo. 2. EPMA analysis of MnS inclusion of SQV2A.

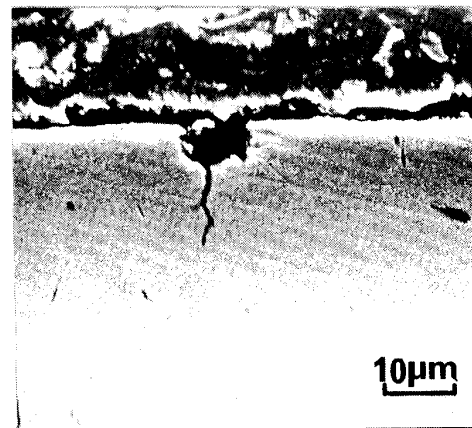


a : Before immersion b : After immersion for 1h c : After 150h

Photo. 3. Dissolution of MnS inclusion of SQV2A in high temperature water.

と考えられる。しかし炭素鋼では、割れは腐食ピットから発生したように見えるが必ずしもそれが疲労劣化の主原因ではないという報告³⁾もある。そこで本鋼種について非金属介在物と腐食ピットの形成について検討を行った。

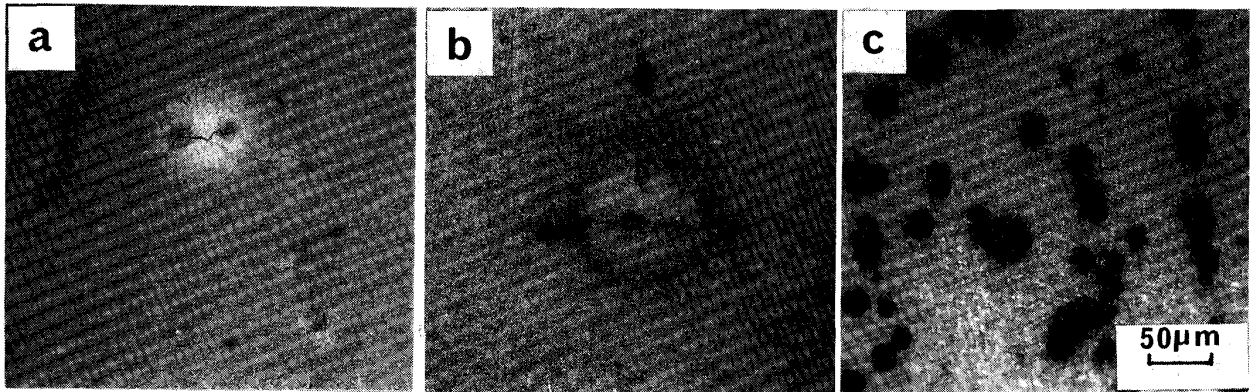
まず、試験片表面の MnS の脱落を防ぐために、エメリー研磨 (500 番) までに留めた試験片表面の MnS の近傍にマイクロピッカーでマーカーをつけ、同一介在物の変化を観察した。MnS 介在物は、Photo. 2 の EPMA 解析結果に示すように、圧延方向あるいは鍛造方向に長径をもった円形をしており、S 量の少ない SFVQ1A 材では球状に近い。高温水中に浸漬したときの MnS 介在物の腐食挙動を追跡した結果を Photo. 3 に示す。MnS は浸漬後 1 h でかなり溶解し、マグネタイトの微小結晶が試験片表面を覆い始める。150 h 後では MnS の周辺のマトリックスがさらに溶解し、マグネタイト結晶粒に覆われた腐食ピットが形成されていることがわかる。その大きさは Photo. 1 でみたまき裂の発生点となった腐食ピットと同程度であった。疲労試験後の



$\Delta\epsilon_f=1.5\% \dot{\epsilon}=0.001\%/s$

Photo. 4. A sectional view of corrosion pit with crack of the specimen of SFVQ1A.

腐食ピットの断面を SEM で観察した結果の一例を Photo. 4 に示す。腐食ピットには球状のもの、円錐状のものまた皿状のものがあり、これらの先端から試験片



a: $\Delta\epsilon_f=0.9\%$, $\dot{\epsilon}=0.1\%/s$ b, c: $\Delta\epsilon_f=0.8\%$, $\dot{\epsilon}=0.01\%/s$

Photo. 5. Corrosion pits observed on the specimen surfaces of SQV2A.

中心部に向かって写真に示すような割れが進行しているのが観察された。これらのことから試験片表面に顔を出した MnS が短時間に溶解し、それによって生じた腐食ピットが疲労き裂発生の起点となるものと推定される。

次に、両鋼種について腐食ピットの発生状況を比較した。Photo. 5 は高温水中で疲労試験した後の試験片表面に観察された腐食ピットの光学顕微鏡写真である。このような腐食ピットを低倍 (15 倍) の実体顕微鏡で観察し、試験片平行部表面における平均密度を測定した。

Fig. 8 は腐食ピット密度と $\Delta\epsilon_f$ との関係を見たものである。図にみるようにいずれの鋼種でも腐食ピット密度は $\Delta\epsilon_f$ に対してばらついた傾向を示しており、 $\Delta\epsilon_f$ に依存しているようにはみえない。繰返し変形によって生じた試験片表面の入込みや介在物周辺を起点としてき裂が進行した後に、き裂内部が環境により腐食し、腐食ピットを生じるというき裂先行の考え方に立てば、腐食ピットの発生頻度は $\Delta\epsilon_f$ に比例するはずであるが、Fig. 8 の結果はそれを支持しない。そこで Fig. 8 から腐食ピットの発生頻度は $\Delta\epsilon_f$ によらないとして $\dot{\epsilon}$ との関係を見たものが Fig. 9 である。 $\Delta\epsilon_f$ を包絡するバンドで 2 鋼種を比較すると、発生頻度はいずれの場合も定性的にひずみ速度の低下とともに増大し、環境中浸漬時間に比例するということができる。さらに、いずれの $\dot{\epsilon}$ においても発生頻度は SFVQ1A 材よりも SQV2A 材の方が大きいことは明白であり、Fig. 5, 6 に示された $\dot{\epsilon}$ 依存性が SQV2A 材の方が大きいことと一致している。以上のことから、高温水中の低合金鋼平滑材の疲労損傷メカニズムとして、疲労き裂は、材料表面に存在する MnS の溶出によって生じた腐食ピットを起点として発生し、伝ばすること、き裂の発生は伝ば過程に比べて鋼中 S 含有量に敏感であることと結論される。

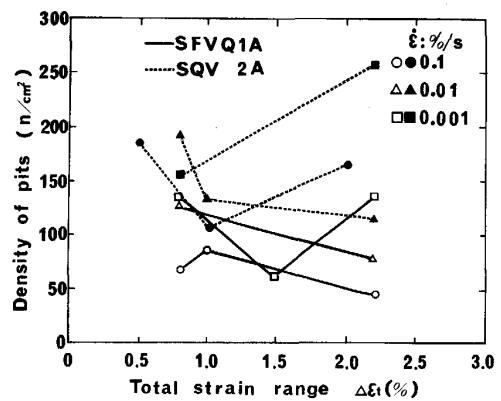


Fig. 8. Relation between density of pits and total strain range.

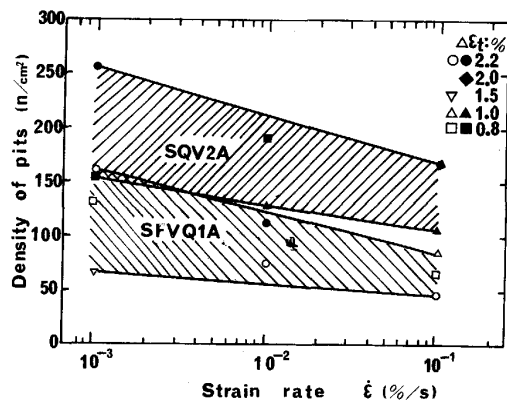


Fig. 9. Relation between density of pits and strain rate.

4.2 ASME Code Sec. III との比較

ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section III には、原子炉機器の設計疲労曲線が規定されている。この疲労曲線は、大気中のデータの最適曲線をもとに、形状効果、使用環境の相違などを考慮して一定の安全係数をかけて定められている⁴⁾。本実験データを仮想応力に換算し、設計疲労曲線と比較したものを Fig. 10 に示す。

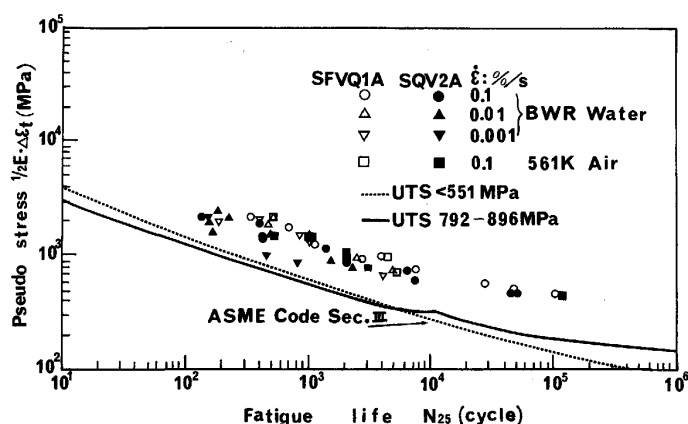


Fig. 10. Comparison of present data to the design fatigue curves in ASME Code Sec. III.

図にみるように、本実験データは設計疲労曲線よりも長寿命側にあり、ひずみ速度 0.1%/s の高温水中のデータでは約 10 倍、応力で約 2 倍以上の裕度が認められる。3・1・3 で述べたようにひずみ速度依存性は SQV2A 材の方が大きい、ひずみ速度が 0.001%/s に低下しても設計疲労曲線より高く、本鋼種の高温水中における健全性は十分保持されているものと認められる。

5. 結 言

圧力容器用低合金鋼 JIS SFVQ1A 材及び SQV2A 材について 561 K, 7.8 MPa の高温高压水中で低サイクル疲労試験を行い、疲労寿命に及ぼすひずみ速度 (0.1~0.001%/s) 及び溶存酸素濃度 (10~8000 ppb) の影響を調べ、さらに腐食疲労き裂の発生挙動を検討した。得られた結果は以下のとおりである。

1) 高温水中では、室温大気中比べて疲労寿命の低下が認められた。疲労寿命の低下は全ひずみ範囲の低下とともに減少し、長寿命側では逆に高温水中の方が寿命が長くなる傾向がみられた。

2) SQV2A 材の疲労寿命は SFVQ1A 材に比べて高温水中で明瞭なひずみ速度依存性を示した。一方、溶存酸素濃度依存性は両鋼種で同様の傾向を示し、200 ppb 以下では寿命はほぼ同様であったが、それ以上の濃度では著しく低下した。

3) 腐食疲労き裂は表面の MnS 介在物が溶出してできた腐食ピットを起点に発生しており、S 含有量の違いが両鋼種の腐食疲労挙動を支配していると考えられる。

4) 本実験結果を ASME Boiler & Pressure Vessel Code Sec. III の設計疲労曲線と比較した結果、いずれの鋼種をも長寿命側にあり、本鋼種の高温水中における健全性は十分保持されている。

終わりに臨み、介在物の分析及び観察にご協力いた

いた金属材料技術研究所、木村 隆、磯田幸広両技官、並びに実験にご協力いただいた当時工学院大学学生、甲斐谷陽一、下村敏夫両君に感謝する。

文 献

- 1) 仲尾元六, 山崎 均, 木村征二, 西岡章夫, 山内正博, 三浦康公: 腐食防食協会第 30 回腐食防食討論会予稿集 (1983), p. 20
- 2) 北川正樹, 藤本輝雄, 大友 暁: 腐食防食協会 '83 春期学術講演大会予稿集 (1983), p. 51
- 3) 樋口 洵, 坂本 博: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1025
- 4) Boiler & Pressure Vessel Code Sec. III (1986) [ASME]
- 5) D. A. HALE, S. A. WILSON, J. W. KASS and E. KISS: J. Eng. Mat. Tech., **103** (1981), p. 15
- 6) P. M. SCOTT, B. TOMKINS and A. J. E. FOREMAN: J. Pressure Vessel Tech., **105** (1983), p. 255
- 7) TFC 小委員会成果報告書 JWES-AE-8401 (1984) [日本溶接協会]
- 8) TFC 小委員会成果報告書 JWES-AE-8502 (1985) [日本溶接協会]
- 9) TFC 小委員会成果報告書 JWES-AE-8604 (1986) [日本溶接協会]
- 10) TFC 小委員会成果報告書 JWES-AE-8702 (1987) [日本溶接協会]
- 11) K. IIDA, H. KOBAYASHI and M. HIGUCHI: Proc. 2nd IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth, NUREG/CP-0067, **2** (1986), p. 385
- 12) DBA-85 臨時専門研究委員会成果報告書 (1987) [日本高圧力技術協会]
- 13) DBA-86 臨時専門研究委員会成果報告書 (1988) [日本高圧力技術協会]
- 14) W. A. Van Der SLUYS and R. H. EMANUELSON: Proc. 2nd IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth, NUREG/CP-0067, **1** (1986), p. 199
- 15) J. D. ATKINSON and J. E. FORREST: Proc. 2nd IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth, NUREG/CP-0067, **2** (1986), p. 153
- 16) 菊竹哲夫: 原子力工業, **30** (1984) 10, p. 73
- 17) J. R. HAWTHORNE: Nucl. Tech., **59** (1982), p. 440
- 18) W. CULLEN, G. GABETTA and H. HANNINEN: A Review of the Models and Mechanisms for Environmentally-Assisted Crack Growth of Pressure Vessel and Piping Steels in PWR Environments, NUREG/CR-4422 (1985)