中・高温大気中における SFVV 3 鋼 の疲労き裂進展特性とき裂開閉口*

小林 英 男**, 辻 裕 一***
朴 卿 東****, 中 沢 一**

Fatigue Crack Growth Characteristics and Crack Closure in A 508-3 Steel at Elevated Temperature

by Hideo KOBAYASHI, Hirokazu TSUJI,
Keyung Dong PARK, and Hajime NAKAZAWA

Fatigue crack growth characteristics and crack closure for an A 508-3 steel were investigated at elevated temperatures (150°C and 288°C). The results obtained are summarized as follows: (1) The occurrence of oxidation of crack surfaces at elevated temperatures can affect the formation of fretting oxide debris in fatigue crack growth and has an important role on the near-threshold characteristics. (2) It can be possible to exclude the contribution due to fretting oxide debris and oxidation at elevated temperature on the near-threshold characteristics by the selection of a moderate test temperature. In this case, the characteristic is controlled only by plasticity induced crack closure and becomes a structure- and environment-insensitive material constant.

Key Words: Fatigue, Crack Growth, Crack Closure, Threshold, Stress Ratio, Elevated Temperature, Oxide, Fretting, A 508-3 Steel

1. 結 言

疲労き裂進展の支配力学因子として、塑性誘起き裂閉口の重要性が広く認識され、応力比、残留応力、荷重変動などの効果が解明されつつある⁽¹⁾。さらに、室温におけるき裂進展の下限界特性に、塑性誘起き裂閉口に加えて、破面接触に基づくフレッチング酸化物誘起き裂閉口の寄与が明確になりつつある^{(2)~(4)}。著者らは別報において、SFVV 3 鋼について下限界特性を検討した⁽⁵⁾。その結果、顕著な応力比依存性がフレッチング酸化物誘起き裂閉口に起因しており、フレッチング酸化物誘起き裂閉口の寄与が除外できるならば、下限界特性は塑性誘起き裂閉口が支配的な領域のき裂進展特性と同様に、応力比不感性を示すことが明らかになった。

一般に、高温環境はき裂進展に加速と減速の両方の

効果をもたらす。高温大気は活性化した酸素雰囲気と考えられ、材料因子の影響と区別して疲労におよぼす酸化の影響を把握する必要がある。減速の原因として、破面上に生成される高温酸化被膜によるき裂閉口が考えられる。最近、この観点からいくつかの研究がなされている^{(6)~(8)}。しかし、高温においてき裂開閉口を測定した例は少なく、高温酸化被膜の定量的な効果や、塑性誘起およびフレッチング酸化物誘起き裂閉口との関連は明らかにされていない。

本研究では SFVV 3 鋼について、軽水炉環境を想定した 288°C 大気中、および 150°C 大気中においてき裂進展速度およびき裂開閉口を実測した。そして、室温大気中における実験結果との比較において、中・高温環境によるき裂進展の加速と減速、特に下限界特性におよぼす高温酸化被膜の寄与を明らかにした。さらに、実際の構造物の疲労寿命・余寿命評価への実験結果の適用を示した。

2. 材料および実験方法

供試材は原子炉压力容器用低合金鋼 SFVV 3 (A 508-3 相当)である。厚さ 165 mm の鍛造板を供試材に切り出し、910°C で 8 h 保持、空冷、720°C で 7 h 保持、空冷、890°C で 8 h 保持、水冷、650°C で 8 h 保

* 昭和 58 年 11 月 30 日 第 923 回講演会において講演、原稿受付 昭和 58 年 5 月 25 日。

** 正員、東京工業大学工学部 (〒152 東京都目黒区大岡山 2-12-1)

*** 正員、東京工業大学精密工学研究所 (〒227 横浜市緑区長津田町 4259)。

**** 国立釜山開放大学 (韓国釜山市南区大淵洞 1268)。

持, 空冷, 620°C で 26 h 保持, 炉冷の熱処理を施した。最終の応力除去焼なましは, 実機圧力容器の製造履歴を想定している。化学成分および力学的性質の温度依存性を表 1, 2 に示す。コンパクト試験片を供試材の 1/4, 3/4 厚さの部分から, L-T 方位 (荷重方向が供試材の鍛造方向, き裂進展方向が供試材の板幅方向) に採取した。試験片寸法は公称平面寸法 1 in (幅 $W=51.0$ mm), 厚さ $B=12.5$ mm であり, ASTM 規格 E 647-81⁽⁹⁾ に従って製作した。

試験は MTS 社製の ± 250 kN 電気油圧式疲労試験機に電気炉を設置し, 荷重制御, 正弦波形, 繰返し速度 10~25 Hz で行った。試験温度は 288°C および 150°C とし, 所定の温度に対し $\pm 1^\circ\text{C}$ 以内に制御した。応力比は $R=0.05, 0.3$ および 0.7 とし, 各応力比ごとに ΔK 漸増試験と ΔK 漸減試験を実施した。 ΔK 漸減条件は ASTM 規格 (案)⁽¹⁰⁾ に従った。

き裂長さの測定には直流電気ポテンシャル法を用い, 一部にビーチマーク法を併用した。電気ポテンシャル法の装置の概略を図 1 に示す。電流は 150°C の場合に 14 A, 288°C の場合に 10 A とした。試験終了時のき裂長さの測定から, 電気ポテンシャル法の精度を確認した。き裂開閉口は背面ひずみ (ゲージ長さ = 3 mm) 除荷弾性コンプライアンス法に基づき, 繰返し速度を 0.1 Hz に落として測定した。

表 1 SFVV 3 鋼の化学成分 (重量%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al
0.18	0.21	1.43	0.004	0.004	0.67	0.14	0.04	0.57	0.01	0.028

表 2 SFVV 3 鋼の力学的性質

Temperature (°C)	σ_{ys} (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	ψ (%)	E (GPa)
R. T.	448	548	30.9	74.8	209
150	407	539	—	—	203
288	402	543	21.2	75.0	192

図 1 電気ポテンシャル法の概略

3. 実験結果および考察

3.1 き裂進展特性 288°C 大気中におけるき裂進展速度 da/dN -応力拡大係数範囲 ΔK 関係を図 2 に, 150°C 大気中における da/dN - ΔK 関係を図 3 に, それぞれ室温 (R.T.) 大気中における結果と比較して示す。 da/dN の全領域においていずれの R の場合も, 288°C および 150°C の結果は室温の結果と比較して相対的に加速されている。ただし, 288°C の $R=0.7$ の場合, 下限界近傍で室温より減速する。 $R=0.05$ および 0.3 の場合, 室温において両対数直線関係は $da/dN = 5 \times 10^{-9}$ m/c までしか成立しないのに対して, 288°C においては $da/dN = 10^{-9}$ m/c まで, 150°C においては $da/dN = 5 \times 10^{-10}$ m/c まで成立している。両対数直線関係が成立する範囲では, 温度による差異は小さい。したがって, 中・高温における大きな相対的加速は, より低い da/dN の領域まで両対数直線関係が成立することに起因しており, 150°C の場合に顕著である。さらに, 150°C の場合, 両対数直線関係を逸脱した後の da/dN - ΔK 関係は, 室温の場合と同様な傾向を示し, ΔK の低下に伴い da/dN はゆるやかに減少し, 下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} に至る。これに反して, 288°C の場合, 両対数直線関係を逸脱した後に, ΔK の低下に伴い da/dN は急激に減少し, ΔK_{th} に

図 2 da/dN - ΔK 関係 (288°C)

至る。したがって、 ΔK_{th} の低下は顕著でない。 $R=0.7$ の場合も同様であるが、 150°C の結果は室温の結果と比較して、わずかに加速されているにすぎず、 ΔK_{th} はほぼ一致している。一方、 288°C の結果は $5 \times 10^{-10} < da/dN < 5 \times 10^{-9} \text{ m/c}$ の範囲において、 150°C の結果を大きく上まわり、また da/dN の急激な減少は 150°C および室温の ΔK_{th} 以上の ΔK で生じ、 288°C の ΔK_{th} は 150°C および室温の ΔK_{th} よりも高い。

図 4 に 288°C における da/dN におよぼす繰返し速度 f の影響を示す。試験は $R=0.05$ の場合について、 $\Delta K=7.4, 11.1$ および $18.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で行った。下限界近傍の $\Delta K (=7.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}})$ の場合、 f は da/dN に大

図 3 da/dN - ΔK 関係 (150°C)

図 4 da/dN におよぼす繰返し速度の影響 (288°C)

きな影響をおよぼし、 f が 10 Hz 以下になると da/dN は急減する。すなわち、中・高温において ΔK_{th} は f の影響を受けると考えられ、 f の影響がない室温の場合と異なる。

図 5 に 288°C 、 150°C および室温の $R=0.05$ の場合について、 ΔK 漸減試験を行った試験片の巨視的な破面様相を示す。室温の場合、下限界近傍の破面上に黒色のフレッチング酸化物が付着している。これに対して、中・高温の場合、破面上には干渉色を示す酸化被膜が一様に付着している。また、室温におけるフレッチング酸化物の付着は R の増大に伴い減少するが、中・高温における酸化被膜の付着状況には R による大きな差異は認められない。

図 6 に 288°C および室温の場合について、塑性誘起き裂閉口が支配的と考えられる第 2b 段階に対応する破面のフラクトグラフを示す。両者ともストライエーションがめいりようである。したがって、 288°C におけるき裂進展機構は、室温と同様に、き裂先端塑性鈍化と再鋭化である。すなわち、室温～ 288°C において、き裂進展機構は変化していない。

一般に、鋼の摩擦係数およびフレッチング摩耗量は、 100°C 前後で減少することが知られている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。これは高温酸化被膜が保護膜となり、金属間の凝着を防ぐためである。

室温の場合、 $da/dN > 5 \times 10^{-9} \text{ m/c}$ において、両対数直線関係が成立し、 R 依存性は小さい。一方、 $da/dN < 5 \times 10^{-9} \text{ m/c}$ において、両対数直線関係より逸脱し、顕著な R 依存性が生じる。これは R の低下に伴い、フレッチング酸化物誘起き裂閉口の寄与が強くなる結果である。 150°C の場合、 $da/dN = 5 \times 10^{-10} \text{ m/c}$ まで両対数直線関係が成立し、低い da/dN の領域において室温と比較して相対的に加速されるのは、破面上に生成される安定な薄い高温酸化

図 5 巨視的破面様相 ($R=0.05$)

被膜により、フレッチング酸化物の生成が抑制される結果と考えられる。すなわち、150°Cにおける両対数直線関係は、フレッチング酸化物の寄与が除外できた場合の $da/dN \cdot \Delta K$ 関係を示しており、それは広い da/dN の範囲にわたって成立し、 R に不敏感である。ただし、両対数直線関係を逸脱した後の $da/dN \cdot \Delta K$ 関係が室温の場合と同様な傾向を示すことから、この場合にも最終的にはフレッチング酸化物の寄与により、 ΔK_{th} に至り、なお若干の R 依存性が存在すると考えられる。288°Cの場合の相対的加速もほぼ同様に考えられる。しかし、局所的に150°Cにおける両対数直線関係を上まわる加速が認められ、この傾向は $R=0.7$ の場合に顕著である。また、両対数直線関係を逸脱した後の $da/dN \cdot \Delta K$ 関係が150°Cおよび室温の場合と異なることから、 da/dN の減少に伴い高温酸化被膜の生成速度が da/dN を上まわり、安定な厚い高温酸化被膜自身によりき裂閉口が助長され（高温酸化被膜誘起き裂閉口）、 ΔK_{th} に至ると考えられる。この効果は $R=0.7$ の場合に特に顕著であり、288°Cの ΔK_{th} は150°Cおよび室温の ΔK_{th} を上まわる結果となる。図4に示した ΔK_{th} の繰返し速度依存性も、同様に考えることができる。

3・2 き裂開閉口 コンプライアンス法により測定した288°Cおよび150°C大気中における $K_{op}/K_{max} \cdot K_{max}$ 関係を、それぞれ室温(R.T.)大気中における結果と比較して図7、8に示す。ここで K_{op} はき裂閉口応力拡大係数、 K_{max} は最大応力拡大係数である。なお、黒印は $K_{op} < K_{min}$ のデータであり (K_{min} は最小

応力拡大係数)、室温の結果もそれを含んでいる。 $K_{op} < K_{min}$ の場合、 K_{min} 以下に除荷を行い、き裂閉口応力拡大係数を測定し、それを K_{op} とみなした。

150°Cおよび288°Cの結果は、ほぼ同じ傾向を示している。いずれの R の場合も、 K_{max} の中間領域において K_{op}/K_{max} は一定値を示し、 K_{max} が下限界に近づくにつれて K_{op}/K_{max} は急増し、逆に K_{max} が上限界に近づくにつれて K_{op}/K_{max} は低下していく。

しかも、 K_{op}/K_{max} の一定値は150°Cおよび288°Cにおいて、ほぼ一致している。ただし、 K_{op}/K_{max} の急増点の K_{max} は $da/dN \cdot \Delta K$ 両対数直線関係からの逸脱点の ΔK と対応しており、150°Cの場合が288°Cの場合よりも低い。また、 K_{op}/K_{max} は R の増加に伴い増大している。このような結果は中間領域において塑性誘起き裂閉口、下限界近傍においてフレッチング酸化物誘起き裂閉口あるいは高温酸化被膜誘起き裂閉口、上限界近傍において小規模降伏からの逸脱の特性を示していると考えられる⁽⁴⁾。

一方、室温の結果は上記の傾向とかなり異なる。 $R=0.05$ の場合を除いて、 K_{max} の増大に伴い K_{op}/K_{max} は単調に減少し、一定値を示す領域がせまく、上記の特性が明確に現れていない。しかも、 $R=0.7$ の場合の K_{op}/K_{max} は、 $R=0.05$ および0.3の場合の中間に位置している。なお、超音波法により測定した K_{op}/K_{max}

(a) 288°C
 $R=0.05$
 $\Delta K=37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

(b) R.T.
 $R=0.05$
 $\Delta K=37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

10 μm

図6 フラクトグラフ

図7 $K_{op}/K_{max} \cdot K_{max}$ 関係 (288°C)

図8 $K_{op}/K_{max} \cdot K_{max}$ 関係 (150°C)

は、 R の増加に伴い増大する⁽⁵⁾。したがって、破面上で局所的にフレッチング酸化物が形成される室温において、コンプライアンス法による K_{op}/K_{max} の測定は、正しい結果を与えていない危がある。むしろ、150°C および 288°C における K_{op}/K_{max} の一定値が、フレッチング酸化物の寄与が除外できた場合の塑性誘起き裂閉口の正しい特性だと考えられる。上記の K_{op}/K_{max} の一定値を室温における結果と比較すれば、 $R=0.05$ の場合にほぼ一致し、 $R=0.3$ および 0.7 の場合にはかなり高い。しかし、150°C および 288°C における結果が一致していることから、 K_{op}/K_{max} の一定値に高温酸化被膜誘起き裂閉口の寄与はないものと判断される。なお、 $R \neq 0$ の場合について塑性誘起き裂閉口の解析結果と比較すれば⁽⁴⁾、 K_{op}/K_{max} の一定値はなお低く、コンプライアンス法による測定結果の定量性については、今後の課題である。

ΔK_{th} に至った試験片を切断し、厚さ中央断面においてき裂先端近傍を走査形電子顕微鏡で観察した結果を図 9 に示す。図 9 (a), (b) は 288°C の結果で、き裂内部に連続的な高温酸化被膜の存在が明白である。図 9 (c), (d) は室温 (R.T.) の結果で、き裂内部に断続的なフレッチング酸化物が観察される。高温酸化被膜の厚さは図 9 (a) の $R=0.05$ の場合よりも (b) の $R=0.7$ の場合の方が増大している。288°C の場合について、き裂先端から 20 μm 後方における高温酸化被膜厚さ δ_{ox} の測定結果を表 3 に示す。高温酸化被膜が生成されることにより、き裂壁の母地の厚さは減少する。鉄の酸化による体積増加を 2 倍とすれば、き裂閉口に寄与する真の高温酸化被膜厚さ δ_{ox}^* は δ_{ox} の 1/2 となる。 δ_{ox}^* を表 3 に示す。一方、塑性誘起き裂閉口を考慮した有効き裂先端開口変位 $\delta_{tip,eff}$ は、 $R=0$ の場合に次式で与えられる⁽⁴⁾。

$$\delta_{tip,eff} = 0.143 \delta_0 \dots \dots \dots (1)$$

$$\delta_0 = \frac{K_{max}^2}{2E\sigma_{ys}} \dots \dots \dots (2 \cdot a)$$

$$\delta_0 = 2SZW = 152(1-\nu^2) \left(\frac{K_{max}}{E} \right)^2 \dots \dots \dots (2 \cdot b)$$

ここで δ_0 は理想き裂の先端開口変位で、式 (2・a) では Dugdale モデルによる解析結果を、式 (2・b) ではストレッチゾーン幅 SZW の測定結果を用いた。 E は縦弾性係数、 σ_{ys} は降伏応力、 $\nu (=0.3)$ はポアソン比である。上式から計算される ΔK_{th} に対応する $\delta_{tip,eff}$ の値を表 3 に示す。もちろん、 δ_{ox}^* はき裂先端の値ではなく、また式 (1) において R の影響は不明であるから、 $\delta_{tip,eff}$ と δ_{ox}^* は定量的に一致しない。しかし、両者の R による変化は全く同様である。前述したよう

に、 $R=0.7$ の場合、288°C の ΔK_{th} は 150°C および室温の ΔK_{th} を上まわるが、これは高温酸化被膜誘起き裂閉口の寄与と推察した。上述した δ_{ox}^* の R 依存性は、この推察の正当性を支持している。また、150°C の $R=0.05$ の場合について、 ΔK_{th} に至った試験片のき裂先端近傍を観察した結果、き裂内部に断続的なフレッチング酸化物が観察された。したがって、室温および 150°C の ΔK_{th} はフレッチング酸化物誘起き裂閉口に、288°C の ΔK_{th} は高温酸化被膜誘起き裂閉口に、それぞれ支配されていることが結論される。

3・3 有効応力拡大係数範囲による検討 図 2, 3 における da/dN の実験結果を、図 7, 8 の K_{op}/K_{max} の測定結果を用いて有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で表示し、室温の結果と比較して図 10 に示す。150°C の場合、 da/dN の全領域において R の異なる da/dN - ΔK_{eff} 関係は全く一致しており、 $da/dN > 5 \times 10^{-10}$ m/c において両対数直線関係が成立し、 $da/dN < 5 \times 10^{-10}$ m/c において下限界に至る。一方、288°C の場合、 R の異なる da/dN - ΔK_{eff} 関係が一致するこ

表 3 高温酸化被膜厚さと $\delta_{tip,eff}$

R	δ_{ox}	δ_{ox}^*	$\delta_{tip,eff}$	$\delta_{tip,eff}$
	(μm)	(μm)	by eq. (2a)	by eq. (2b)
0.05	0.2	0.1	0.040	0.023
0.7	0.5	0.25	0.122	0.071

図 9 き裂先端近傍の断面写真

とは同様であるが、両対数直線関係は $da/dN > 2 \times 10^{-9}$ m/c において成立し、下限界に至る以前の $5 \times 10^{-10} < da/dN < 2 \times 10^{-9}$ m/c において逆に加速が認められる。また、室温の場合、 $da/dN > 2 \times 10^{-9}$ m/c において R に無関係に両対数直線関係が成立するのに対して、 $da/dN < 2 \times 10^{-9}$ m/c において R 依存性が生じ、 $R=0.05$ および 0.3 の $da/dN \cdot \Delta K_{eff}$ 関係は下方に折れ曲がる。

室温、 150°C および 288°C の結果を比較すれば、 $da/dN > 2 \times 10^{-9}$ m/c において 3 者の両対数直線関係は平行であり、温度の上昇に伴い da/dN はわずかに増大している。そこで、 $da/dN \cdot \Delta K_{eff}/E$ 関係を図 11 に示す。ただし、煩雑となるので、 150°C の結果は除外した。 150°C の結果は R にかかわらず、室温の $R=0.7$ の場合の $da/dN \cdot \Delta K_{eff}/E$ 関係と全く一致している。また、縦弾性係数 E は表 2 の値を使用した。 $\Delta K_{eff}/E$ で整理すれば、3 者の両対数直線関係は温度によらず全く一致する。したがって、塑性誘起き裂閉口が支配的な上記の領域においては、主として E の変化という材料因子に起因して、温度上昇によるき裂進展の加速が生じると考えられる。

$da/dN < 2 \times 10^{-9}$ m/c において 3 者の $da/dN \cdot \Delta K_{eff}$ 関係はかなり異なる。前述した $K_{op}/K_{max} \cdot K_{max}$ 関係から判断すれば、 150°C の場合の $da/dN > 5 \times 10^{-10}$ m/c において成立する両対数直線関係が、フレッチング酸化物の寄与が除外できた結果である。これは上述した塑性誘起き裂閉口が支配的な領域における特性にほかならない。室温の場合、フレッチング酸化物誘起き裂閉口が正しく測定されるならば、上記

の関係が成立すると考えられる。しかし、 $R=0.05$ および 0.3 の結果は上記の関係を下まわる。すなわち、前述した $K_{op}/K_{max} \cdot K_{max}$ 関係から予測されたとおり、コンプライアンス法はフレッチング酸化物誘起き裂閉口を正しく測定していないことが結論される。 $R=0.7$ の結果は上記の関係と一致するが、この場合には $K_{op} < K_{min}$ である。前述したとおり、 150°C の場合も $da/dN < 5 \times 10^{-10}$ m/c においてフレッチング酸化物の寄与により下限界に至る。したがって、上記のコンプライアンス法の問題点を考慮すれば、 150°C の場合に $da/dN < 5 \times 10^{-10}$ m/c において ΔK_{eff} の低下に伴い da/dN が急激に減少する下限界特性が正しいか否かは、断定できない。 288°C の場合、 $5 \times 10^{-10} < da/dN < 2 \times 10^{-9}$ m/c の範囲において、 $da/dN \cdot \Delta K_{eff}$ 関係にも 150°C の結果を上まわる加速が生じている。この原因は不明であるが、材料因子に起因していると考えられる。また、 $da/dN < 5 \times 10^{-10}$ m/c において 150°C の結果よりも明確な下限界特性を示している。前述したとおり、この場合には高温酸化被膜の寄与により下限界に至る。 150°C および 288°C の場合の ΔK_{eff} 表示の下限界特性の不一致も、き裂閉口の測定上の問題と考えられる。フレッチング酸化物と高温酸化被膜は物性および破面上の付着状況がかなり異なる。

3.4 考察 以上で述べたとおり、適当な中・高温環境において破面上に形成される安定な高温酸化被膜は、フレッチング酸化物の生成を抑制する効果をもつことが明らかとなった。また、フレッチング酸化物の寄与が除外される例として、 K_{max} 一定の ΔK 漸減試験において K_{max} を高くした場合⁽⁵⁾があげられる。この

図 10 $da/dN \cdot \Delta K_{eff}$ 関係

図 11 $da/dN \cdot \Delta K_{eff}/E$ 関係

図12 ΔK_{th} - R 関係

場合にも、 da/dN - ΔK 両対数直線関係が広範囲にわたって成立し、かつ応力比不感性を示す。以上の2例からわかるように、フレッチング酸化物の寄与が除外されたき裂進展特性は、応力比、環境、微視組織に不敏感である。図12に150°C、288°Cおよび室温における ΔK_{th} の R 依存性を示す。前述したとおり、 ΔK_{th} の R 依存性は、室温の場合にフレッチング酸化物誘起き裂閉口、288°Cの場合に高温酸化被膜誘起き裂閉口に起因している。150°Cの場合は、他の温度の場合と比較して ΔK_{th} の R 依存性が小さく、かつ最小値となる。しかし、室温の場合と同様に、 ΔK_{th} の R 依存性はフレッチング酸化物誘起き裂閉口に起因している。フレッチング酸化物の寄与が完全に除外される場合、両対数直線関係は150°Cの場合よりさらに低い da/dN の領域まで成立すると考えられる。そこで、塑性誘起き裂閉口のみが支配的である高い da/dN の領域における両対数直線関係を $da/dN = 10^{-10}$ m/c まで外挿し、 ΔK_{th} とみなした結果を図中に実線で示す。150°Cの ΔK_{th} はなお若干の R 依存性を示しているが、より適当な温度、あるいは温度に限らず環境や荷重条件を適当に設定すれば、フレッチング酸化物の寄与が完全に除外され、 ΔK_{th} は実線まで低下すると考えられる。

このようにフレッチング酸化物の寄与は荷重、環境条件により大きく異なる。したがって、構造物の疲労寿命・余寿命評価に際しては、フレッチング酸化物の

寄与が除外された da/dN - ΔK 両対数直線関係およびその外挿をき裂進展特性と考え、下限界の打ち切りも与えるべきではない。その結果、想定されるすべての荷重、環境条件に対して保守的評価が得られる。なお、高温酸化被膜誘起き裂閉口による ΔK_{th} の増大が有効に利用できるのは、荷重、環境条件が明確な場合に限定される。

4. 結 言

SFVV 3 鋼について、288°Cおよび150°C大気中において疲労き裂進展速度およびき裂開閉口を実測し、特に下限界特性に注目して検討を加えた。結果を要約すれば以下のとおりになる。

- (1) 適当な中・高温環境において、破面上に生成される安定な高温酸化被膜が、フレッチング酸化物の生成を抑制する効果をもつことを明らかにした。
- (2) 上記の効果により、塑性誘起き裂閉口およびそれが支配的なき裂進展の特性を明らかにすることができた。
- (3) 上記の特性は、構造物の疲労寿命・余寿命評価に際して、有用である。

本研究の一部は、日本原子力研究所の委託により、日本溶接協会原子力研究委員会 FRC 小委員会（主査、東京大学 飯田國廣教授）が実施した「原子炉構造物の強度安全性評価法の合理化に関する研究」の一環として行われた。関係各位に謝意を表する。

文 献

- (1) Elber, W., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 486 (1971), 230.
- (2) Stewart, A. T., *Eng. Fract. Mech.*, 13 (1980), 463.
- (3) Sresh, S., ほか2名, *Metall. Trans.*, A, 12 (1981), 1435.
- (4) 小林, 金属学会会報, 21-5 (昭57), 329.
- (5) 小林・ほか3名, 機論, 50-451, A (昭59), 309.
- (6) 金沢・ほか3名, 機論, No. 810-7 (昭56-7), 225.
- (7) 長谷川・ほか3名, 機論, 48-426, A (昭57), 132.
- (8) 山内・ほか8名, 第16回疲労シンポジウム前刷集, 日本材料学会, (昭57), 31.
- (9) *Ann. Book ASTM Stand.*, Pt. 10, E 647-81 (1981).
- (10) ASTM Committee E-24, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 738 (1981), 340.
- (11) Peterson, M. B., ほか2名, *ASLE Trans.*, 3 (1960), 101.
- (12) Feng, I. and Uhlig, H. H., *J. Appl. Mech.*, 21 (1954), 395.

討 論

〔質問〕 西 島 敏

〔科学技術庁金属材料技術研究所〕

酸化物閉口現象についての興味ある問題を取り上げておられる点に敬意を表する。特に温度により破面に生成する酸化物の性状が異なることは、質問者の属する研究グループでも高温高压水中の実験において認めている(付1)が、貴研究の場合には破面上の酸化皮膜の性状、形態などは温度によりどのように特徴づけられたか、お調べになっておられたらご紹介願いたい。

〔回答〕 X線マイクロアナライザで元素分析した結果、高温酸化被膜(288°C)は Fe_3O_4 であった。フレッチング酸化物や腐食生成物は Fe_2O_3 との報告があり⁽³⁾、温度によって連続的に両者の割合が変化しているものと考えられる。また、フレッチング酸化物が断続的に、高温酸化被膜が連続的に付着することは、本文中に述べたとおりである。同一材料について的高温純水中(288°C)の実験結果によれば(付2)、高温大気中と異なり、六方体に近い塊状酸化物が生成される。引用された文献(付1)の結果も本論文と同様に、温度上昇に伴いフレッチング酸化物(あるいは腐食生成物)から高温酸化被膜が支配的になる現象と考えられる。

〔質問〕 加 藤 容 三〔岐阜大学工学部〕

高温酸化被膜およびフレッチング酸化物は、いずれもき裂の閉口に寄与し得る因子であるが、前者が後者

の生成を抑制するといったように両因子間に相互干渉効果が存在することを示すなど、有益な知見を得られたことに対して敬意を表する。

図11の $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}/E$ 関係において、 $5 \times 10^{-10} < da/dN < 2 \times 10^{-9}$ m/cycleの範囲における288°Cの da/dN が150°Cのそれを上まわるのは、「材料因子」に起因するものと解釈されている。「材料因子」といういい方はどのような意味で使用されているのか。質問者は力学的因子は ΔK_{eff} に反映され、 E は材料の強度レベルを反映する材料因子の一つであると理解している。ここでは、強度レベルあるいはき裂伝ば抵抗が、温度によって異なるという意味で、このようないい方をされているのか。

〔回答〕 追加実験を350°Cおよび100°Cで行った結果、288°C以外の温度(R.T.~350°C)でもご指摘の加速現象が生じ、加速の程度は温度が高いほど、また R が大きいほど顕著となる傾向を示した。

著者らも本文中で強調しているように、力学因子は ΔK_{eff} に、材料因子は主として E を介してき裂進展抵抗に反映され、広範囲にわたり $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}/E$ 両対数直線関係が成立すると考えている。 K_{0p} の定量的評価には問題が残されているが、加速に対応する da/dN の範囲において K_{0p} の低下は認められない。したがって、加速の原因は力学因子ではなく、ひずみ時効などを含めた E 以外の材料因子であると推察した。しかし、その詳細については不明であり、今後の課題としたい。

(付1) 永田・片田、鉄と鋼, 69-13 (昭58), S1494.

(付2) 原子炉構造物の強度安全性評価法の合理化に関する研究(II)成果報告書, JWES-AE-8204, (昭57), 261, 日本溶接協会.