中温大気中における Cr-Mo-V 鋼の下限界領域 疲労き裂伝ば特性と荷重繰返し速度の影響*

竹内悦男**, 松岡三郎**, 西島 敏**

Near-threshold Fatigue Crack Propagation Behavior and Frequency Effect for Cr-Mo-V Steel at an Elevated Temperature

Etsuo TAKEUCHI, Saburo MATSUOKA, and Satoshi NISHIJIMA

Near-threshold fatigue crack propagation properties were investigated for Cr-Mo-V steel at elevated temperatures of 200, 300 and 400°C under testing frequencies $f=0.5$, 5 and 50Hz. The results were compared with those for SB42 and SUS304 steels in the previous work. The main conclusion obtained are as follows: (1) At $f=50$ Hz, A unique ΔK -value of about $2.8\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ was obtained, independently of material and temperature, at high stress ratios where the closure did not occur, while ΔK increased at low stress ratios due to oxide-induced closure. (2) The crack propagation rate exceeded the value at room temperature and generally with a more pronounced degree with increasing temperature and decreasing frequency. (3) Intergranular cracking, which might be related to creep damage, was not found even at the highest temperature of 400°C and the lowest frequency of 0.5Hz in this work.

Key Words: Fatigue, Metallic Material, Threshold, Elevated Temperature, Frequency, Crack Closure

1. 緒 言

高温大気中の疲労き裂伝ばおよび下限界特性は材料の微視組織の変化, 高温酸化, ヤング率の低下, クリープ損傷などの多くの因子の影響を受ける^{(1)~(13)}. 高温酸化は酸化物き裂開口を助長し, 下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} を増大させることはよく知られている^{(1)~(8)}. 微視組織の変化も ΔK_{th} を増大させる可能性が報告されている⁽¹⁾⁽⁵⁾. 一方, き裂伝ばの加速はヤング率の低下⁽³⁾とクリープ損傷⁽²⁾⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾の観点から説明されている.

著者らは先に SB 42 鋼と SUS 304 鋼の ΔK_{th} を含む疲労き裂伝ば特性を室温から 400°C までの中温大気中, 荷重繰返し速度 $f=50$ Hz のもとで調べた結果を報告した⁽⁶⁾. 特に, 図 1 に示すような最大荷重 P_{max} 一定 ΔK 減少試験を採用してき裂開口を避けることにより次のことが明らかになった.

(1) 下限界値の有効成分 $\Delta K_{th,eff}$ は試験温度と材料に依存しなかった.

(2) 400°C, 50 Hz の高荷重繰返し速度というク

リープ損傷の起こりにくい条件下でも $\Delta K=7$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近のき裂伝ば速度は室温での値に比べて約 5 倍加速した.

本研究ではさらにタービンロータ用 Cr-Mo-V 鋼につき室温から 400°C までの中温大気中で試験速度を 0.5 から 50 Hz まで変えて疲労き裂伝ば特性を調べ, 前報⁽⁶⁾の結果も合せて高温酸化とクリープ損傷の影響を中心に検討する.

2. 実験方法

供試材はタービンロータ材の Cr-Mo-V 鋼で, その化学成分を表 1, 機械的性質と熱処理条件を表 2 に示す. 機械的性質の括弧内の数値は金属材料技術研究所クリープデータシート⁽¹⁴⁾の参照値で, 化学成分および室温と 400°C の機械的性質が似ているチャージ VaE の値である. 本供試材の微視組織は焼もどしマルテンサイトで, 旧オーステナイト粒度は約 58 μm であった. 試験片は幅 $W=50$ mm, 厚さ $B=8$ mm のコンバクト形で, 実機タービンロータ材の直径 1 190 mm の最外周部分から荷重負荷方向がロータ軸方向と一致し, き裂伝ば方向がロータ材の半径方向となるように採取した.

疲労き裂伝ば試験はニクロム線加熱炉を設置した容

* 昭和 61 年 11 月 26 日 第 941 回講演会において講演, 原稿受付 昭和 61 年 5 月 24 日.

** 正員, 金属材料技術研究所 (〒153 東京都目黒区中目黒 2-3-12).

量 10 kN サーボ油圧試験機を用い、速度 $f=0.5, 5, 50$ Hz の正弦波の繰返し荷重、200, 300, 400°C の中温大気中のもとで行った。 ΔK 減少法は 2 種類を用いた。一つは図 1 に示すように $P_{\max}$ を一定に保ったもとで最小荷重 $P_{\min}$ をき裂進展につれて上昇させる $P_{\max}$ 一定 ΔK 減少法、もう一つは応力比 $R (=P_{\min}/P_{\max})$ を一定に保つ通常の R 一定 ΔK 減少試験である。 ΔK 減少率は共に $d(\Delta K)/da = -2G \text{ Pa/m}^{1/2}$ とした。図 1 の $P_{\max}$ 一定 ΔK 減少試験ではき裂進展につれて応力比が徐々に上昇するので、き裂閉口が起こらない試験条件を達成することができる⁽⁶⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。荷重やき裂長さのデータ集録ならびに試験の制御はパーソナルコンピュータシステムを用いて行った。き裂長さの測定はポテンシャル法によった。これらの試験法については前報⁽⁶⁾に述べてある。

破面観察は走査形電子顕微鏡を用いて行った。その際に、高温で得られた破面には黒い酸化物が付着していたので、10%硫酸と 0.5%インヒビタ（ネオレスチン）を含む水溶液を 80°C に保ち、その中に破面を 1 min 浸して酸化物を除去する前処理を行った。

表 1 化学成分 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0.29	0.30	0.74	0.006	0.003	0.39	1.12	1.16	0.03	0.25

表 2 機械的性質および熱処理条件

Temperature	σ_y Mpa	σ_B Mpa	δ %	Processing and thermal history
RT	605 (630)	773 (810)	62 (57)	Forged
200°C	— (580)	— (730)	— (49)	1010°C/24h-700°C/38h AC
300°C	— (570)	— (720)	— (42)	650°C/5h-955°C/19h MC
400°C	516 (540)	659 (680)	66 (50)	680°C/38h FC

() after NIRM Creep Data Sheet.^[4] 図 1 $P_{\max}$ 一定 ΔK 減少法

3. 実験結果

3.1 疲労き裂伝ば特性 図 2 に疲労き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係を温度別に分けて示す。 R 一定 ΔK 減少試験はすべての温度で $f=50$ Hz のみの条件で行っており、○印が $R=0.1$ 、△印が $R=0.7$ の結果である。 $P_{\max}$ 一定 ΔK 減少試験は $f=0.5, 5, 50$ Hz の条件で行ったが、◇印が 50 Hz、◆印が 5 Hz、◆印が 0.5 Hz の結果に対応している。

図 2 (a) は室温 (RT) の結果である。 $P_{\max}$ 一定試験 (◇印) は $\Delta K=11 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $R=0.63$ の条件で開始したが、 ΔK 減少につれ R 値は上昇し、最終的に $R=0.94$ 、 $\Delta K_{th}=2.65 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ が得られた。 R 一定試験のうち $R=0.7$ の結果 (△印) は $P_{\max}$ 一定試験結果とよく一致した。このように応力比の異なるき裂伝ば特性が一致することはき裂閉口が起こっていないことを意味する⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。事実、き裂閉口が起こることが予想される $R=0.1$ の結果 (○印) は高応力比側の結果より減速し、 ΔK_{th} 値も約 2 倍大きくなった。

図 2 (b) は 200°C の結果である。 $f=5$ Hz と 50 Hz の $P_{\max}$ 一定試験結果 (◆印と◇印) および $R=0.7$ 、 $f=50$ Hz の R 一定試験結果 (△印) は互いに一致し、また実線で示した室温の $P_{\max}$ 一定試験結果とも一致した。ところが、 $R=0.1$ では 200°C の結果 (○印) は実線の室温の結果より低 ΔK 側となった。

図 2 (c) は 300°C の結果である。 $P_{\max}$ 一定試験しか行っていないが、大気中の結果に比べると、 $\Delta K=3 \sim 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の領域で da/dN は加速し、その量は f が小さいほど大きい点が 200°C の場合と異なった。

図 2 (d) は 400°C の結果である。この場合のき裂伝ば特性は試験法、荷重繰返し速度、応力比に依存し、それらは次のようにまとめられる。

(1) 300°C の場合と同様に、 $P_{\max}$ 一定試験結果は $\Delta K \geq 3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の領域において f が小さくなるほど加速した。

(2) $P_{\max}$ 一定試験による ΔK_{th} 値は $f=50$ Hz のときには室温の値と一致し、 $f=5$ Hz のときには少し高く、 $f=0.5$ Hz のときには低速域までデータがとれていないが、さらに高くなる傾向となった。

(3) $R=0.7$ 、 $f=50$ Hz の R 一定試験結果は f 値の等しい $P_{\max}$ 一定試験結果と $\Delta K \geq 5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の領域では一致したが、 ΔK_{th} は $4.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 程度となり、かなり大きくなった。

(4) $R=0.1$ 、 $f=50$ Hz の R 一定試験結果は同条件の室温の結果とほぼ一致したが、 ΔK_{th} 値は多少大きくなった。しかしこの値は図 2 (b) の 200°C の ΔK_{th}

値と比べると著しく大きかった。

3.2 下限界値の応力比依存性 図 3 に $\log(\Delta K_{th})$ と $\log(1-R)$ の関係を示す。この関係では、き裂閉口の生じる低応力比側では右上がりの直線となるが、き裂閉口の起こらない高応力比側では水平線となる⁽⁶⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。本実験ではき裂閉口は実測していないが、この関係からき裂閉口の有無を知ることができる。

$f=50$ Hz においては、室温の場合 $R \geq 0.7$ の領域で ΔK_{th} は水平となった。この結果と比較して、200°C の

場合には水平となる部分が広がり、逆に 400°C の場合には狭くなった。300°C の結果は高応力比側しかないが、他の温度の値と同じ値となった。このように水平部でき裂閉口を伴わない ΔK_{th} 値は前報⁽⁶⁾と同様に温度に依存しなかった。

$f=5$ Hz の結果は 300°C と 400°C においてそれぞれ高応力比側で 1 点ずつ得られたが、300°C の結果は $f=50$ Hz の結果と一致し、400°C の結果は多少高くなった。

(a) 室温

(b) 200°C

(c) 300°C

(d) 400°C

図 2 da/dN - ΔK 曲線

3・3 破面様相 図4, 6と7に走査形電子顕微鏡で観察した破面の様相を示す。高温で試験した破面には酸化物が付着しており、そのままでは観察できなかったため、前述した酸化物除去処理を行った。

図4は $P_{\max}$ 一定試験で得られた ΔK_{th} 近傍の破面様相である。図4(a)の室温の場合には非常に細かい粒内破壊モードが観察された。図4(b)は酸化物除去

図3 ΔK_{th} の応力比依存性

後の400°Cの破面であるが、平たんで無特徴な様相となった。200°Cでは室温の破面様相を呈していたが、300°Cでは400°Cの破面様相に近づいていた。また、粒界割れはどの条件でも形成されていなかった。なお、酸化物除去処理に関しては図5のX線マイクロアナライザ(EPMA)による酸素分析の結果から酸化物は除去できていたことがわかる。また図4(b)の ΔK_{th} に達した以後の破面は液体窒素中でぜい性破壊させたが、処理前後でぜい性破面の様相が同じであることを確認しており、処理が母地に与える影響はなかったことを示している。

図6と図7は高温下でき裂伝ばの加速が最も大きくなった $\Delta K=7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近の $f=5 \text{ Hz}$ と 50 Hz の破面様相である。図6(a)の室温の場合には主に粒内破壊モードであったが、一部に二次割れおよびこの ΔK レベルに特有な粒界ファセット⁽¹⁸⁾が観察された。図6(b)~(d)と図7の高温の場合には粒界ファセットは観察されず、二次割れが目立つようになった。この二次割れの量は試験温度が高く、試験速度が低いほ

図4 $P_{\max}$ 一定 ΔK 減少試験で得られた ΔK_{th} 近傍の破面様相

図5 400°C, 50 Hz下の ΔK_{th} 近傍の破面におけるEPMAによる酸素分析結果

ど減少した。

4. 考 察

緒言で述べたように高温下の疲労き裂伝ば特性は多くの因子の影響を受ける。特に高温酸化^{(1)~(8)}とクリープ損傷⁽²⁾⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾の影響は強く、またこれらに関係した研究は多い。以下では、本研究で得た Cr-Mo-V 鋼の結果に前報⁽⁶⁾の SB 42 鋼（フェライト/パーライト組織、室温での引張強さ $\sigma_B=441$ MPa）と SUS 304 ステン

レス鋼（オーステナイト組織、 $\sigma_B=633$ MPa）の結果を加えて、高温酸化とクリープ損傷の影響を中心に考察する。

4・1 高温酸化の影響 高温大気中では酸化が強く起こるようになるため、疲労き裂伝ばにおいては酸化物閉口が助長され、その影響は ΔK_{th} に最も強く反映される^{(1)~(8)}。

図 8 に $f=50$ Hz 時の ΔK_{th} と試験温度 T の関係を応力比 R をパラメータにして 3 鋼種につき示す。本研

図 6 P_{max} 一定試験, 50 Hz で得られた $\Delta K \approx 7$ MPa $\cdot$ m 近傍の破面様相

図 7 P_{max} 一定試験, 5 Hz で得られた $\Delta K \approx 7$ MPa $\cdot$ m^{1/2} 近傍の破面様相

究で用いた Cr-Mo-V 鋼の場合 [図 (a)], $R \geq 0.89$ の高応力比側では ΔK_{th} は試験温度に依存しないが, $R = 0.7$ では 400°C の ΔK_{th} は増大し, $R = 0.1$ では 200°C において最小値を示す傾向となった。同様な傾向は図 8 (b) の SB 42 鋼の場合にも得られた。ただし, SB 42 鋼の $R \geq 0.85$ の ΔK_{th} は Cr-Mo-V 鋼の $R \geq 0.82$ の値と一致したが, $R = 0.1$ と 0.7 の各温度での ΔK_{th} は両鋼で異なった。SUS 304 鋼の場合にも $R \geq 0.85$ の高応力比側の ΔK_{th} は温度に依存せず, その値は Cr-Mo-V 鋼と SB 42 鋼の値と同じになったが, $R = 0.1$ と 0.7 における ΔK_{th} の温度依存性はやや異なる傾向となった。図 3 および前報⁽⁶⁾の図 5 の $\log(\Delta K_{th})$ と $\log(1-R)$ の関係によると, 図 8 においては $R \geq 0.9$ の高応力比下ではき裂閉口がすべての温度で起こっていないが, $R = 0.1$ と $R = 0.7$ のもとでは Cr-Mo-V 鋼の $R = 0.7$ で 200°C のときのみを除いた他の条件ではき裂閉口が起こっている。このような高温下でのき裂閉口挙動は酸化物閉口との関係で説明されている⁽¹⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽⁸⁾。

き裂先端には荷重繰返しごとに新生面が生じるが, Boggs ら⁽¹⁹⁾が純鉄の新生面の酸化挙動を温度 $220 \sim 450^\circ\text{C}$, 酸素圧 $0.01 \sim 100$ Torr の範囲で調べた結果によると, 220°C では Fe_3O_4 が生じ, その膜厚は酸素圧にほとんど関係なく 2 h 後に $300 \text{ \AA}$ 程度になる。 270°C と 350°C では Fe_3O_4 の上に Fe_2O_3 が形成されるようになり, 全体の酸化膜厚さは酸素圧 100 Torr で 2 h 後には約 $700 \text{ \AA}$ になる。 450°C , 100 Torr では, Fe_2O_3 酸化物が著しく早い時期に生じるが, その厚さは 2 h 後に約 $4000 \text{ \AA}$ となり, 飛躍的に増大する。

酸化膜厚さと酸化物閉口が直接的関係にあると仮定すると, 上記 Boggs らの結果は図 8 でき裂閉口が生じていた $R = 0.1$ と 0.7 の ΔK_{th} の温度依存性の多くの

部分を説明するが, Cr-Mo-V 鋼と SB 42 鋼の $R = 0.1$ の ΔK_{th} 値が 200°C で最小となる結果とは矛盾する。この矛盾は室温大気中に含まれる水蒸気を考えると解決できる。前報⁽²⁰⁾で室温の乾燥空気中の $R = 0.1$ の ΔK_{th} 値はフェライト/パーライト (F/P) 鋼 S 25 C と SM 50 B では約 $5.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 焼もどしマルテンサイト (HTTM) 鋼 HT80 と SNCM439 では約 $4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となったが, 実験室大気中ではこの中に含まれている水蒸気によってフレッチング酸化物が成長するため, ΔK_{th} 値は F/P 鋼で約 $8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, HTTM 鋼で約 $6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となった。乾燥空気中の ΔK_{th} 値は図 8 (a), (b) に黒印で示したが, それらを基本にすると, ΔK_{th} の温度依存性は右上がりの曲線となる。小林ら⁽³⁾はこのような問題をフレッチング酸化物と高温皮膜に分けて論じており, フレッチング酸化物は 150°C 以上では生成されなくなることを報告している。

SUS 304 鋼にも検討に値する特有の挙動がある。図 8 (c) の結果からもわかるように室温においては ΔK_{th} は応力比 R にほとんど依存しない。これは $R = 0.1$ のような低応力比側のき裂伝ば曲線が $5 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ 以下になると急激に低 ΔK 側に移動し, S 字形になることと対応しており, その原因として SUS 304 鋼のようなオーステナイト系ステンレス鋼に特有の加工誘起マルテンサイト変態と関係する可能性を示した⁽²¹⁾。この変態は高温になると起こらなくなるが, これに対応して 200°C と 400°C での $R = 0.1$ のき裂伝ば特性は S 字形とならず⁽⁶⁾, ΔK_{th} は図 8 (c) にも見られるように応力比に依存するようになった。このことは SUS 304 鋼の $R = 0.1$ で室温の ΔK_{th} は加工誘起マルテンサイト変態で低下していることを示唆してい

図 8 ΔK_{th} の試験温度依存性

る。また、この鋼には約 18 % のクロムが含まれているので、不働態化が起りやすく⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²²⁾、高温においても酸化物閉口が抑制されると期待できる。事実、図 8 で $R=0.1$ と 0.7 における ΔK_{th} の 200°C と 400°C 間の差は SUS 304 鋼のほうが Cr-Mo-V 鋼と SB 42 鋼より小さくなっている。

以上、高温酸化物によるき裂閉口レベルは温度の上昇とともに単調に上昇し、その傾向は SUS 304 鋼よりも Cr-Mo-V や SB 42 鋼のほうが強いと結論できる。

4.2 クリープ損傷の影響 高温疲労特性は疲労損傷のみならずクリープ損傷の影響を受ける⁽⁴⁾⁽¹⁰⁾⁽²³⁾⁽²⁴⁾。高温疲労においては三角波による短時間試験ではストライエーションで代表される粒内破壊となるが、引張保持台形波などによる長時間試験では粒界破壊となり、疲労寿命は低下することが知られている⁽²³⁾⁽²⁴⁾。また大路ら⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾は高温疲労き裂伝ば速度は粒界破壊が生じると加速することを報告している。このように、狭い意味では粒界破壊を生じさせる結晶粒界の弱화를クリープ損傷と考えることができる。

図 8 に示したように P_{max} 一定 ΔK 減少試験でき裂閉口を避けて高応力比側で得た ΔK_{th} ($=\Delta K_{th,eff}$) は試験温度に依存せず、ほぼ一定となったこと、および図 4 (b) に示したように 400°C の ΔK_{th} 近傍の破面は平坦で粒界割れは存在しなかったことから、下限界特性はクリープ損傷の影響を強く受けていないと考えられる。

一方、図 2 に示したようにき裂進展領域においてはき裂伝ば速度は温度が高く、また試験速度が遅くなるほど加速した。図 9 に加速量が最大となった $\Delta K=7\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ におけるき裂伝ば速度 da/dN と試験速度 f の関係を 400°C の場合について示す。 400°C の da/dN

は材料に依存せず、室温の値に比べると $f=50\text{ Hz}$ で約 3 倍、 $f=0.5\text{ Hz}$ では約 6 倍加速し、 f の小さい側で飽和する傾向となった。 $f=0.5\text{ Hz}$ は高温低サイクル疲労試験では最も速い試験速度の部類に入り、この試験速度のもとでは粒界破壊は起こらない⁽²³⁾⁽²⁴⁾。また、図 6 と 7 の $\Delta K=7\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近の破面様相は、高温で試験速度が遅いほど平坦で無特徴になり、粒界破面も観察されなかった。

本報においては小規模降伏に対する条件式

$$(4/\pi)(K_{max}/\sigma_y)^2 \leq W-a \quad \dots\dots\dots (1)$$

を、ほとんどの試験で満たしており、一部満足していないものでも平面応力下の塑性域寸法 $(1/\pi)(K_{max}/\sigma_y)^2$ がリガメント幅 $W-a$ より小さくなるようにしたので、巨視的なクリープ変形は生じなかったと考えられる。ここで、 K_{max} は最大応力拡大係数、 σ_y は各温度での降伏応力である。Haigh⁽¹²⁾はタービンロータ材の Cr-Mo-V 鋼を用い、 550°C の大気中で開口変位を測定しながら巨視的なクリープ変形の起こらない条件下で試験を行い、き裂伝ばの加速量は試験速度が 10^{-2} Hz まで低下すると飽和し、クリープ損傷は認められなかったが、 10^{-3} Hz では新たな加速が生じ、クリープ損傷に特有の粒界割れが観察されたことを報告している。

以上、本報並びに前報⁽⁶⁾で得た 400°C までの中高温下の疲労き裂伝ばおよび下限界特性にはクリープ損傷の影響はほとんど存在しなかったと考えられる。

4.3 その他の因子の影響 ヤング率は疲労き裂伝ば特性に対しては重要な因子の一つである⁽³⁾⁽²⁰⁾。本実験の供試材では室温から 400°C の間でヤング率は約 20 % 低下し、き裂伝ばを加速させる方向に作用する。しかし、前報⁽⁶⁾でも述べたが、ヤング率の低下のみで中高温下のき裂伝ばの加速挙動はすべて説明できない。すなわち、 P_{max} 一定試験で得た下限界値の有効成分 $\Delta K_{th,eff}$ は温度に依存せず (図 8)、また 400°C におけるき裂伝ばの加速量はヤング率の低下の影響を上回り、さらに試験速度にも依存した [図 2 (d), 図 10]。

400°C 以下では鉄鋼材料の強度特性を変える最も大きな因子はひずみ時効である。長谷川ら⁽¹⁾は 0.09 % 炭素鋼を用いた試験結果からひずみ時効がき裂進展抵抗を変化させ、 $\Delta K_{th,eff}$ が試験温度に依存する可能性を示唆している。小倉ら⁽⁵⁾もひずみ時効とは限らないが、組織変化がき裂進展抵抗を増し、 $\Delta K_{th,eff}$ が温度上昇につれて増大する機構の提案を行っている。一方本報の図 8 の結果は $\Delta K_{th,eff}$ の温度に依存しないことを示している。この $\Delta K_{th,eff}$ の温度依存性に加えて、き裂進展域での加速現象に対しても不明の点が残されてお

図 9 da/dN と試験速度の関係

り、これらを含めた中高温大気中の疲労き裂伝ばメカニズム解明についてはさらに研究を続ける必要がある。

5. 結 論

タービンロータ材の Cr-Mo-V 鋼の下限界領域の疲労き裂伝ば特性を室温から 400°C までの中高温大気中、荷重繰返し速度 $f=0.5, 5$ と 50 Hz のもとで調べ、また前報⁽⁶⁾で報告した SB 42 鋼と SUS 304 鋼の結果と比較した。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) $f=50$ Hz のとき、き裂開口が起こらない高応力比下の下限界値 ΔK_{th} は材料と温度に依存せず、ほぼ $2.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となったが、 $R=0.1$ のような低応力比側では酸化物き裂開口のため ΔK_{th} 値は増大した。

(2) ΔK_{th} 以上では 300°C と 400°C においてき裂伝ばは加速し、その加速量は温度が高く、試験速度が小さいほど大きくなった。

(3) 破面観察の結果、 ΔK_{th} 近傍を含めてき裂伝ばの加速が最大であった $\Delta K=7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 付近にはクリープ損傷と思われる粒界割れは存在せず、破面の様相は温度が上昇し、試験速度が低下するほど平坦で無特徴になることが明らかになった。

終わりに X 線マイクロアナライザによる解析で協力を得た金属材料技術研究所物性研究部の本間一

廣、木村隆、土肥春夫の各氏に謝意を表する。

文 献

- (1) 長谷川・ほか 3 名, 機論, 43-426, A (昭 57), 132.
- (2) 金沢・ほか 4 名, 材料, 32-357 (昭 58), 640.
- (3) 小林・ほか 3 名, 機論, 50-453, A (昭 59), 1003.
- (4) 小林・ほか 3 名, 機論, 51-463, A (昭 60), 799.
- (5) 小倉・ほか 2 名, 機論, 52-473, A (昭 61), 89.
- (6) 竹内・ほか 2 名, 機論, 52-481, A (昭 61), 2155.
- (7) Paris, P. C., ほか 4 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 513 (1972), 141.
- (8) Liaw, P. K., *Acta. Met.* 33-8 (1985), 1489-1502.
- (9) 大路・ほか 3 名, 機論, 50-454, A (昭 59), 1218.
- (10) 大路・ほか 4 名, 材料, 34-381 (昭 60), 692.
- (11) 結城・ほか 3 名, 材料, 31-344 (昭 57), 500.
- (12) Haigh, J. R., *Eng. Fract. Mech.*, 7 (1975), 271.
- (13) Haigh, J. R., *Mat. Sci. Eng.*, 26 (1976), 169.
- (14) 金属材料技術研究所, クリープデータシート, (昭 48), No. 9 A.
- (15) 松岡・ほか 4 名, 鉄と鋼, 72-1 (昭 61), 55.
- (16) Matsuoka, S., ほか 5 名, *J. Test. Eval.*, (1986), 1986 年 11 月に掲載予定.
- (17) Schnidt, R. A., and Paris, P. C., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 536 (1973), 79.
- (18) 増田・ほか 2 名, 機論, 46-403, A (昭 55), 427.
- (19) Boggs, W. E., ほか 2 名, *J. Electrochem.*, 112-6 (1965), 539.
- (20) Matsuoka, S., *Proc. ICF*, 6, 3 (1984), 1561.
- (21) 松岡・ほか 2 名, 機論, 52-473, A (昭 61), 99.
- (22) Driscoll, T. J. and Needham, Jr. P. B., *Oxidation Metals*, 13-3 (1979), 283.
- (23) 山口・ほか 3 名, 鉄と鋼, 71-11 (昭 60), 1526.
- (24) Jaske, C. E., ほか 2 名, *Reactor Tech.*, 15 (1982), 185.

討 論

〔質問〕 長谷川 典彦〔岐阜大学工学部〕

実験結果の種々の因子に対する詳細なご検討に対し敬意を表す。以下の点についてご教示願いたい。

(1) 中高温の下限界特性に対して酸化物は重要な因子と考えられる。300°C および 400°C において生成された酸化物形成の様相が、応力比、繰返し速度に依存して、どのように変化するのか、観察結果があればご教示願いたい。

(2) 質問者らも、中高温における S10C および FCD45 の ΔK_{th} および $\Delta K_{eff,th}$ の温度依存性を報告している(付1)(付2)。その結果では、 ΔK_{th} および $\Delta K_{eff,th}$ とともに 350~375°C 付近で極大を示し、450°C では再び低下する(付1)。本報では、 ΔK_{th} は材料、試験温度に依存せず一定となっている。400°C 以上の実験を行うか材料を変えた場合、本報の傾向はどのように変化するのか、お考えがあれば、ご教示願いたい。一定となる理由についてもお考えがあれば、ご教示願いたい。

〔回答〕 (1) 現在、酸化物については EPMA や X 線回析により調査中であるが、SB42 鋼と SUS304 鋼について試験温度 400°C 応力比、 $R=0.1$ で試験した後の試験片縦断面を EPMA により酸素分析を行った結果、SB42 鋼では ΔK_{th} 近傍で約 1.5 μm の酸化層が形成されていたが、SUS304 では酸化層の厚さは EPMA では測定できず、非常に薄いことがわかった。なお、X 線回析により SB42 鋼の酸化層は Fe_2O_3 と Fe_3O_4 であることを確認でき、本文中で述べた Boggs らの結果と一致していた。Cr-Mo-V 鋼の結果あるいは P_{max} 一定 ΔK 減少試験結果については今後調べる予定である。

(2) 試験速度を一定にしたとき $\Delta K_{th,eff}$ が温度に依存しない本研究の結果を矛盾なく説明する考えを現

(付1) 加藤・ほか 3 名, 機論, 52-476, A (昭 61), 903.

(付2) 加藤・ほか 2 名, 機材学会, 第 18 回疲労シンポジウム前刷, (昭 61), 126.

段階では持っていない。ただし、著者らはき裂閉口が試験温度と応力比に影響されることを確認している。すなわち、400°C, $R=0.7$ のもとでは試験片表面のみでき裂閉口が起こり、き裂前縁は試験片内部で著しく先行した(前報^(付3)の図 6(c))。このようなき裂閉口

の特異性が中温下の ΔK_{th} または $\Delta K_{th,eff}$ 特性を複雑にしている一つの原因ではないかと考えている。

(付3) 竹内・ほか2名, 機論, 52-481, A(昭61), 85.