

長期間使用 Cr-Mo-V 鋼の高温二軸低サイクル疲労挙動*

塩沢和章^{*1}, 西野精一^{*1}, 藤井 猛^{*2}
齊藤憲一^{*3}, 中 久文^{*3}Biaxial Low-Cycle Fatigue Behavior of Long-Term-Used
Cr-Mo-V Steel at Elevated TemperatureKazuaki SHIOZAWA, Seiichi NISHINO, Takeru FUJII,
Kennichi SAITO and Hisafumi NAKA

Low-cycle fatigue behavior of Cr-Mo-V steel used in a long-term under the biaxial strain condition at an elevated temperature was studied in this paper. A push-pull test, reversed torsion test and combined push-pull and reversed torsion test in Cr-Mo-V steel were performed at 823 K in air. The specimen was sampled from the high-temperature portion and coupling portion of 91 600 h experienced and 131 times start/stop operated turbine rotor. From this investigation, the following conclusions were obtained. (1) Low-cycle fatigue life of the high-temperature portion decreased in comparison with the coupling portion, particularly under the reversed torsion condition. (2) Cyclic yield stress obtained from the cyclic stress-strain curve decreased due to long-term use. (3) Crack propagation direction depends on the principal strain ratio and flaws in oxide film, and it was not affected by long-term use. (4) Flaw density of oxide film of the high-temperature portion was higher than that of the coupling portion. (5) Decrease in low cycle fatigue life of long-term-used Cr-Mo-V steel is explained by the decrease in cyclic yield stress and the increase in flaw density in oxide film.

Key Words: Fatigue, High Temperature, Cr-Mo-V Steel, Biaxial Strain State, Crack Propagation

1. 緒言

高温機器の安全かつ経済的な運用の必要性から、長期間使用した強度部材の損傷評価や余寿命評価が重要な問題とされている。高温下で使用される強度部材の受ける損傷はクリープ損傷と疲労損傷に大別され、それぞれに対する破壊試験法および非破壊診断法に関する研究が多く行われている¹⁾。

クリープ損傷に関しては、破壊試験では Iso-stress 法²⁾が、非破壊試験法ではレブリカ法³⁾、硬さ法⁴⁾、超音波法⁵⁾等が提案されており、筆者らもこれまでに長期間使用した火力発電用タービンのロータから採取した試験片を用いてクリープ試験を行い、硬さ測定結果から第3期までのクリープ曲線を非破壊的に推定することにより、クリープひずみを基準にした非破壊的余寿命推定方法の提案を行ってきた⁶⁾。

疲労損傷の評価に関しては、ひずみ制御の加速試験や極値統計等を利用した最大き裂長さによる評価⁷⁾等が行われてきているが、それらの研究は主に引張・圧

縮負荷による単軸条件下のものが中心であった。疲労損傷が問題となる部位としては主に幾何学的不連続部等の応力集中が生じる部位であり、そこでは応力やひずみは多軸状態となっている。

多軸条件下での高温低サイクル疲労挙動に関しては、平滑材を用いた主ひずみ比によるき裂伝ば方向の違いおよび、等価ひずみによる破損寿命の評価に関する研究^{8, 9)}や、き裂成長挙動に関する研究¹⁰⁾等が行われているが、長期間使用した材料に関する研究例はほとんどみられない。

桜井ら¹⁰⁾による1Cr-Mo-V鋼の切欠き材を用いたき裂成長挙動に関する研究では、同氏らが提案しているき裂長さによる損傷評価法が多軸条件下でも有効であることを報告している。一方、Sakaneら¹¹⁾はSUS 304鋼による平滑材と切欠き材を用いた繰返しねじり試験結果から、平滑材と切欠き材でき裂伝ば方向が異なることを指摘している。

従って、高温下で疲労損傷の評価を行ううえで、長期間使用した材料の多軸条件下での平滑材の疲労寿命およびき裂伝ば挙動を長期間使用材と非劣化材と比較して検討する必要がある。

本研究では長期間使用した火力発電用タービンロータの劣化部および非劣化部から採取した材料を用いて、

* 原稿受付 平成6年3月14日。

*¹ 正員、富山大学工学部 (〒930 富山市五福3190)。*² 富山大学大学院[現:吉田工業(株)], (〒938 黒部市吉田9425)。*³ 北陸電力(株)技術研究所 (〒930 富山市久方町2-54)。

引張・圧縮負荷、繰返しねじり負荷および両者の組合せ条件下での低サイクル疲労試験を行い、長期間使用材の疲労寿命およびき裂の発生伝ば挙動について検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材 本研究に用いた供試材は、運転時間91,600時間、起動停止回数131回の火力発電用タービンのロータから切出したCr-Mo-V鍛鋼であり、その化学成分を表1に示す。試験片採取部は図1に示す高・中圧ロータ高圧側の高温部(H.T.)と高温にさらされていないカップリング部(CP)であり、試験片はその軸方向とロータの周方向が一致するように採取した。本研究ではカップリング部を未使用材に相当する材料として高温部との比較に用いた。試験片には図2に示す形状の中空円筒平滑試験片を用い、平行部の外表面と内表面をエメリー紙および#3000までのパフ研磨を行った後実験に供した。

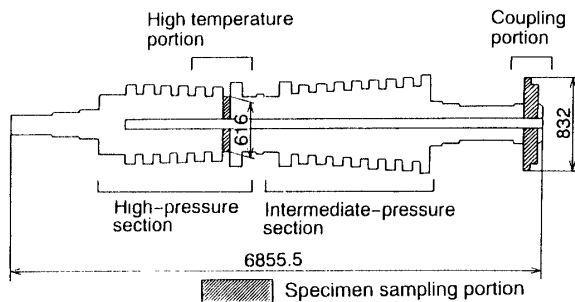


図1 試験片採取部位

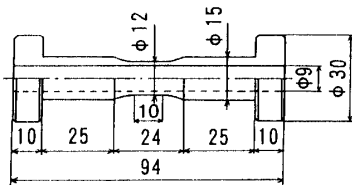


図2 試験片形状寸法

表1 供試材の化学成分 (wt.%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.030	0.19	0.73	0.38	1.36	1.00	0.26

表2 供試材の機械的性質

Sampling portion	Temp. T (K)	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction in area ψ (%)	Vickers hardness Hv(1000g)
CP	R.T.	645	794	18.6	54.4	288
	823	489	521	19.6	76.5	
H.T.	R.T.	655	793	15.8	51.0	269
	823	483	501	18.8	73.0	

高温部とカップリング部から採取した材料の室温ならびに823Kでの引張り試験結果を表2に示す。表2より試験片採取部位による機械的性質の差は大きくないことがわかる。なお、FEM解析による本タービンの定常運転時に高温部に負荷される相当応力は34MPaであり、温度は796Kであった。

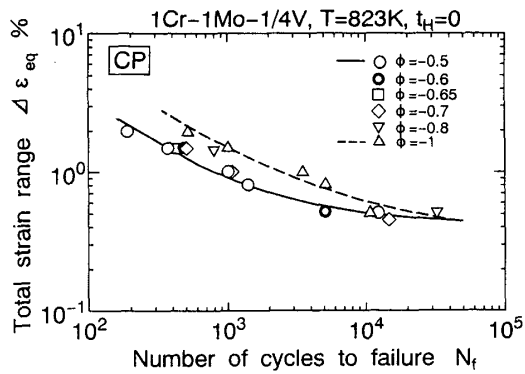
2.2 実験方法 実験装置には引張・圧縮と繰返しねじりを負荷できる電気炉付電気油圧サーボ式二軸疲労試験機を用いた。試験は温度823Kの下で標点間距離10mmの軸方向変位とねじれ角を伸び計で計測し、Mises型相当ひずみ制御の比例負荷条件で行った。主ひずみ比 $\phi (= \varepsilon_3 / \varepsilon_1, \varepsilon_1$ は最大主ひずみ, ε_3 は最小主ひずみ) は、 $\phi = -0.5$ (引張・圧縮), $\phi = -1.0$ (繰返しねじり) および $\phi = -0.6, -0.65, -0.7, -0.8$ (引張・圧縮と繰返しねじりを組合せた比例負荷) とした。試験波形は相当ひずみ速度0.1%/sの完全両振り対称三角波を用いた。破損繰返し数 N_f の定義は、繰返し毎の最大応力が定常値から急激に低下し始めたときの値から25%低下したときの繰返し数とした¹²⁾。

き裂の観察は、実験終了後試験片表面よりレプリカを採取し光学顕微鏡で行った。また、疲労過程中的き裂進展挙動を調べるために、破損寿命の1/5から1/10の間隔で試験を中断し表面レプリカを採取する実験も併せて行った。

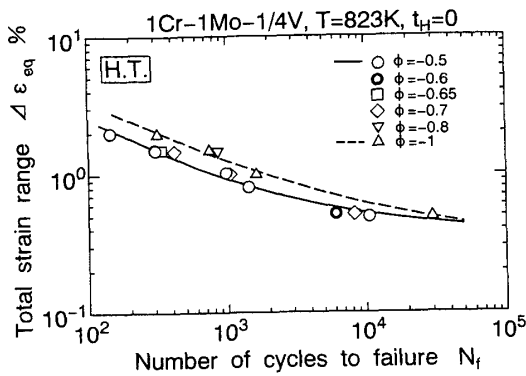
3. 実験結果

3.1 疲労試験結果 カップリング部および高温部の疲労試験で得られた相当全ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{eq}$ と破損繰返し数 N_f の関係を図3に示す。図中の曲線は引張・圧縮負荷と繰返しねじり負荷の実験点に基づくものである。図よりカップリング部の場合、引張・圧縮負荷に比較して繰返しねじり負荷の方が長寿命であり、組合せ負荷の寿命は両者の間の値である。これらの傾向は、Cr-Mo-V鋼およびSUS304鋼で高温二軸低サイクル疲労試験を通じて報告されている結果^{8,9)}と同様である。一方、高温部の場合も引張・圧縮負荷に比べて繰返しねじり負荷の方が長寿命である点はカップリング部と同様であり長期間使用による違いは見られない。しかし、両者の差がカップリング部の場合に比べて小さく、破損寿命低下に及ぼす長期間使用の影響が引張・圧縮負荷と繰返しねじり負荷で異なるものと考えられる。

相当全ひずみ範囲1.5%での主ひずみ比 ϕ と破損寿命 N_f との関係を図4に示す。主ひずみ比による破損寿命の変化はカップリング部、高温部共に $\phi = -0.5 \sim -0.6$ でほぼ一定値を示し、 $\phi = -0.65$ から増加し $\phi = -0.8 \sim -1.0$ でほぼ一定値となっており、主ひずみ比に依存し



(a)カップリング部



(b)高温部

図3 相当全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{eq}$ —破損寿命 N_f 線図

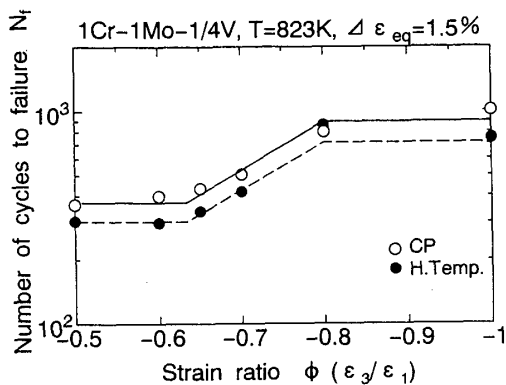


図4 主ひずみ比 ϕ と破損繰返し数 N_f の関係 ($\Delta \epsilon_{eq}=1.5\%$)

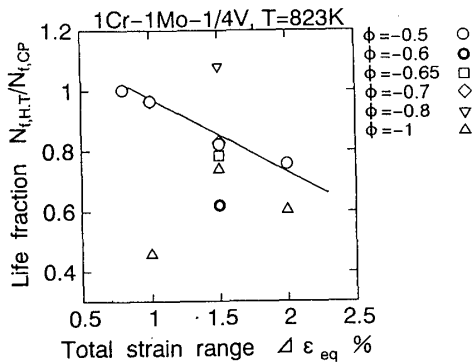


図5 $N_{f,H.T.}/N_{f,CP}$ と相当全ひずみ範囲との関係

た破損寿命の変化の傾向には長期間使用の影響はみられない。

高温部の疲労寿命 $N_{f,H.T.}$ とカップリング部 $N_{f,CP}$ のそれとを比較するため、図5に両者の比($N_{f,H.T.}/N_{f,CP}$)と相当全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{eq}$ との関係を示す。図中の実線は引張・圧縮の実験点を基に引いたものである。図より、高温部の疲労寿命はカップリング部のそれと比較して低下しており、その程度は全ひずみ範囲に依存し高ひずみ範囲側で差が大きくなるのがわかる。また、高温部の疲労寿命の低下は引張・圧縮負荷と比べて繰返しねじり負荷の方が大きく、疲労寿命に及ぼす長期間使用の影響は繰返しねじり負荷で顕著である。図3において引張・圧縮負荷と繰返しねじり負荷の寿命差がカップリング部に比べて高温部で小さくなる理由は、高温部の寿命低下が引張・圧縮負荷と比較して繰返しねじり負荷で顕著に生ずるためであると考えられる。

3. 2 繰返し応力—ひずみ関係 疲労試験で得られた寿命の1/2の繰返し数でのミーゼス型相当応力振幅 $\Delta \sigma_{eq}/2$ と相当ひずみ振幅 $\Delta \epsilon_{eq}/2$ との関係(繰返し応力—ひずみ関係)を図6に示す。また、相当応力振幅と相当塑性ひずみ振幅 $\Delta \epsilon_{eq}^p/2$ との関係を式(1)で近似した結果得られた繰返し硬化指数 n' と繰返し強度係数 K' の値、ならびに相当塑性ひずみ振幅が0.2%生じるとき応力振幅(繰返し降伏応力)を表3に示す。

$$\left(\frac{\Delta \epsilon_{eq}^p}{2} \right) = \left(\frac{\Delta \sigma_{eq}}{2 K'} \right)^{1/n'} \quad (1)$$

図より、高温部、カップリング部とも繰返しねじり負荷の相当応力振幅は引張・圧縮負荷のそれと比べて若干大きな値を示すが大差はなく、本供試材の繰返し応力—ひずみ関係はミーゼス型の相当応力と相当ひずみで整理できると判断される。また、高温部の繰返し応力—ひずみ関係はカップリング部のそれと比較して低下しており、長期間使用の影響により軟化していることが分る。表3より繰返し硬化指数 n' は高温部とカップリング部に大差はみられないが、繰返し強度係数 K' の値は高温部の方がカップリング部に比べて小さな値となっており、繰返し降伏応力の値も高温部の方が低下している。

前述の引張り試験結果と併せて考えると、長期間使用の影響は静的応力—ひずみ関係にはあまり現れないが、繰返し応力—ひずみ関係には繰返し降伏応力の低下として明確に現れることがわかる。

3. 3 き裂伝ば形態 疲労試験後の高温部の試験片表面のき裂観察結果を図7に示す。引張・圧縮負荷の場合((a)図), 主き裂は全ひずみ範囲によらず主ひずみに垂直に進展している。一方, 繰返しねじり負荷では $\Delta \epsilon_{eq} = 1.5\%$ の場合((e)図), 巨視的には最大せん断ひずみ方向に進展しているが, 微視的には主ひずみ方向に垂直に発生している酸化膜の割れに沿ってジグザグに進展している。

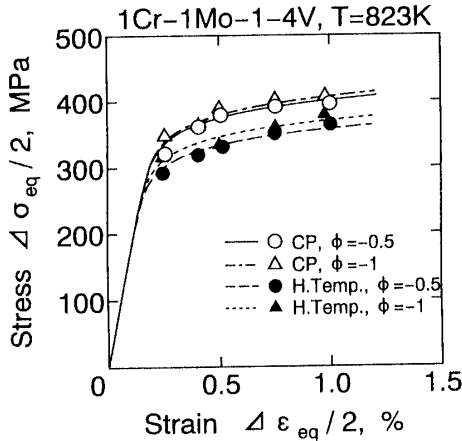


図6 繰返し応力-ひずみ関係

表3 繰返し硬化係数 K' , 指数 n' および繰返し降伏応力

Sampling portion	ϕ	K' (MPa)	n'	Cyclic proof stress (MPa)
CP	-0.5	561	0.0688	366
	-1.0	574	0.0707	370
H.T.	-0.5	509	0.0731	323
	-1.0	520	0.0702	336

図7(f)に示した $\Delta \epsilon_{eq} = 0.5\%$ の場合には, き裂発生直後は最大せん断ひずみ方向に進展しているが, その後主き裂は主ひずみ方向に垂直に進展した。また, いずれの主ひずみ比においてもき裂は微小な酸化膜の割れに沿って成長しており, き裂の進展方向は酸化膜の割れの影響を強く受けると考えられる。表面を研磨し酸化膜を除去した後表面を観察した結果, 酸化膜の割れの下部にはそれと対応した微小なき裂がみられた。

疲労試験終了後の試験片表面の観察結果より求めた酸化膜の割れ(Micro.)および主き裂(Macro.)の方向 θ と主ひずみ比 ϕ との関係を $\Delta \epsilon_{eq} = 1.5\%$ と 0.5% について図8に示す。ここで, 縦軸に示した角度 θ は試験片軸方向から反時計方向の角度として定義した。図中の破線は主ひずみ方向を示し, 一点鎖線は最大せん断ひずみ方向を示す。図より, 酸化膜の割れの方向は全ひずみ範囲に依存せず, 全ての主ひずみ比で主ひずみ方向に垂直であることがわかる。主き裂の方向は, $\Delta \epsilon_{eq} = 1.5\%$ においては $\phi = -0.5 \sim -0.6$ で主ひずみ方向に垂直であり, $\phi = -0.7 \sim -1$ で最大せん断ひずみ方向であり, $\phi = -0.6 \sim -0.7$ で主ひずみに垂直方向から最大せん断ひずみ方向への遷移が生じている。

$\Delta \epsilon_{eq} = 0.5\%$ では, 主き裂の方向は $\phi = -0.5$ と -1.0 で主ひずみ方向と垂直であり, $\phi = -0.6 \sim -0.8$ で主ひずみ方向に垂直方向と最大せん断ひずみ方向との中間的な方向を示しており, き裂の伝ば方向に相当全ひずみ範囲の依存性がみられる。また, 主ひずみ比とき裂の方向の関係には, カップリング部と高温部に差異は

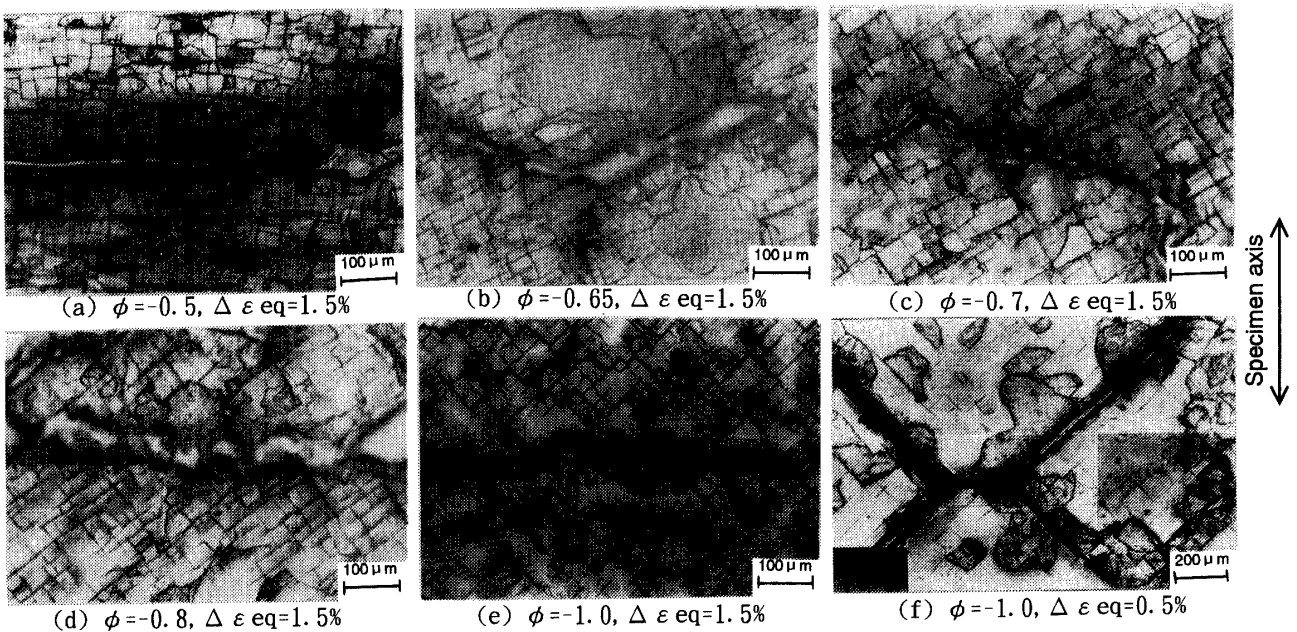


図7 き裂観察結果

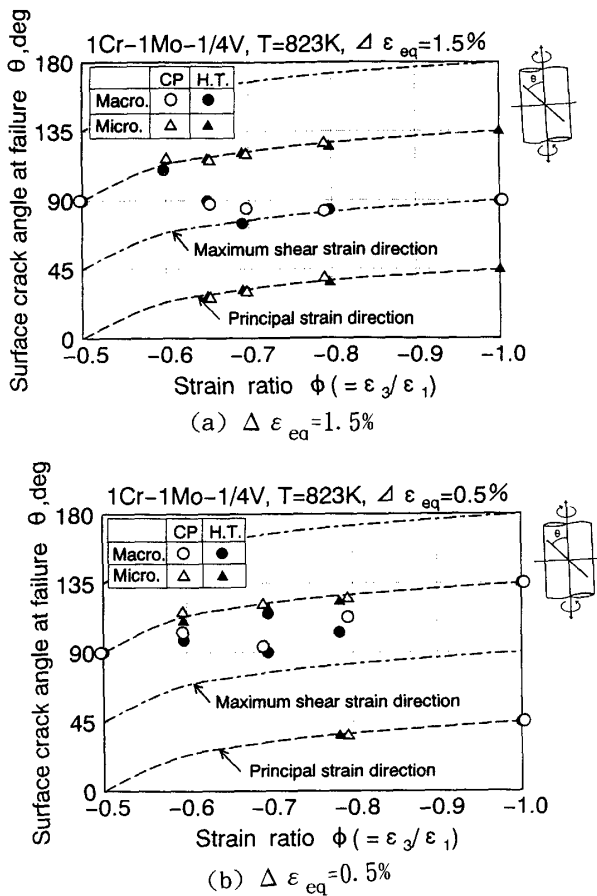


図8 き裂伝ば方向と主ひずみ比との関係

認められないことから、き裂の進展方向に長期間使用の影響はないものと判断される。

Sakaneら³⁾はCr-Mo-1/4V鋼の大気中、823Kでの二軸低サイクル疲労試験を行いき裂の伝ば方向と主ひずみ比との関係を調査した結果、相当全ひずみ範囲 ($\Delta \epsilon_{eq} = 1.5, 1.0, 0.7\%$)によらず $\phi = -0.64 \sim -0.74$ の間でき裂進展方向が主ひずみ方向と垂直方向から最大せん断ひずみ方向へ遷移することを報告している。これは本実験における $\Delta \epsilon_{eq} = 1.5\%$ の結果と対応している。しかしながら、本実験における相当全ひずみ範囲 0.5% の場合はそれと異なる挙動を示した。本実験においてき裂伝ば方向に全ひずみ範囲の影響が生じた理由は、前述したようにき裂が微小な酸化膜に沿って伝ばしており最大せん断ひずみ方向に伝ばするき裂は主ひずみ方向に垂直に入った酸化膜の割れに沿ってジグザグに最大せん断ひずみ方向に伝ばしていることから、酸化膜の割れの密度が少ない低ひずみ範囲においてはその影響が小さいため主ひずみ方向に垂直に伝ばしたと考えられる。これは、桜井ら¹⁰⁾が円孔切欠きを有する中空円筒試験片を用いて繰返しねじり試験を行って報告している結果と同様の傾向である。Sakaneら

¹¹⁾はSUS304鋼による平滑材と切欠き材を用いた繰返しねじり試験結果から、平滑材と切欠き材でき裂伝ば方向が異なることを指摘しているが、本供試材の場合き裂の伝ば方向に対する酸化被膜の割れの影響がSUS304鋼と比べて大きいと思われる、そのため切欠きの有無によるき裂伝ば方向の違いが見られなかったものと考えられる。

4. 考察

3. 1節で述べたように高温部の疲労寿命はカップリング部のそれに比較して低下し、特に引張・圧縮負荷に比べて繰返しねじり負荷で低下の度合いが大きかった。また、繰返し応力-ひずみ関係には長期間使用の影響は見られたが、その影響の程度は引張・圧縮負荷と繰返しねじり負荷で同程度であり、繰返し応力-ひずみ関係により上記の理由を説明することはできない。そこで、ここでは長期間使用の影響が引張・圧縮負荷に比べて繰返しねじり負荷で大きい理由をき裂発生・伝ば挙動の立場から考察する。

3. 2節の結果から本供試材のき裂伝ば挙動に酸化膜の割れが影響を及ぼすことが示された。そこで、中断実験により試験片表面の酸化膜の割れ密度 ρ の測定を行った。酸化膜の割れ密度と寿命比との関係を図9に示す。ここで、酸化膜の割れ密度 ρ は観察視野 3mm^2 内の主ひずみ方向に投影した割れの長さが $50 \mu\text{m}$ 以上のものを計測して求めた。

図より、酸化膜の割れ密度は繰返し初期に急速に増加し寿命比 $0.2 \sim 0.4$ で飽和する。酸化膜の割れ密度は引張・圧縮負荷に比較して繰返しねじり負荷の方が多く、組合せ負荷では両者の中間的な密度であった。ま

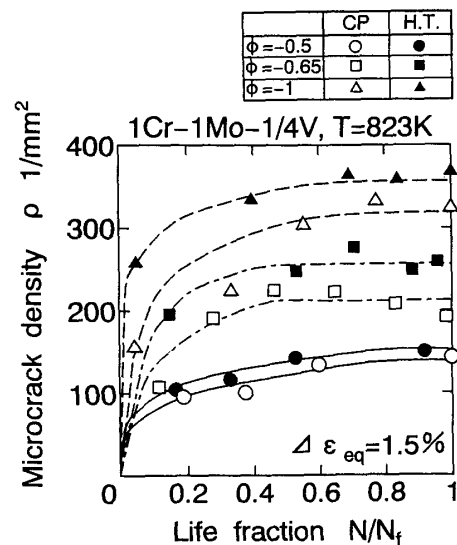


図11 繰返しに伴うき裂密度の変化 ($\Delta \epsilon_{eq} = 1.5\%$)

た、高温部の酸化膜の割れ密度はカップリング部のそれに比較して多く、その差は引張・圧縮負荷よりも繰返しねじり負荷および組合せ負荷で顕著である。高温部で酸化膜の割れが多い原因は、長期間使用の影響によりCr炭化物が凝集粗大化しているために酸化しやすくなっているためと考えられる。桜井ら¹³⁾はCrMoV鋼の経年劣化した材料および未使用材の引張・圧縮疲労試験を行い、経年劣化材のき裂密度が未使用材のそれと比べて大きくなることを報告しており、本研究結果と対応する。前述した様にき裂は酸化膜の割れに沿って伝ばしており、き裂の伝ば方向だけでなく伝ば速度にも影響を及ぼすと考えられることから、酸化膜の割れの多い高温部のき裂の成長が加速され、酸化膜の割れ密度の影響の大きな繰返しねじり負荷で寿命の低下が顕著であったと判断される。従って、高温下で二軸低サイクル疲労負荷を受けるCr-Mo-V鋼の損傷評価を引張・圧縮負荷の加速試験で行った場合、損傷の程度を小さく推定する可能性があると考えられる。

5. 結 言

約10万時間使用した蒸気タービンロータの高温部とカップリング部から採取した試験片を用いて、引張・圧縮と繰返しねじりおよび両者の組合せ条件下での低サイクル疲労試験を行った結果以下の事が明らかとなった。

(1) カップリング部、高温部ともに引張・圧縮負荷に比較して繰返しねじり負荷の方が長寿命であり、組合せ負荷では両者の中間の寿命となった。主ひずみ比に依存した疲労寿命の変化の傾向に長期間使用の影響はない。

(2) 高温部の疲労寿命はカップリング部のそれに比べて低下し、低下の度合いは引張・圧縮負荷に比較して繰返しねじり負荷で顕著である。

(3) 静的応力-ひずみ関係に長期間使用の影響はあまり見られないが、高温部の繰返し降伏応力はカップリング部のそれに比較して低下し、繰返し応力-ひずみ関係に長期間使用の影響が明確に現れる。

(4) 主き裂の進展方向には長期間使用の影響はみられず、高ひずみ範囲では引張・圧縮負荷で主ひずみ方向に垂直であり、繰返しねじり負荷で最大せん断ひ

ずみ方向であり、主ひずみ比 $\phi = -0.6 \sim -0.7$ で主き裂進展方向の遷移が生じる。

(5) 酸化膜の割れ密度はカップリング部に比べて高温部の方が高く、その差は引張・圧縮負荷よりも繰返しねじり負荷で顕著であった。高温部の疲労寿命の低下が引張・圧縮負荷に比べて繰返しねじり負荷で顕著であった理由は長期間使用による酸化膜の割れ密度の増加によるものである。

(6) 高温下で二軸低サイクル疲労負荷を受けるCr-Mo-V鋼の損傷評価を引張・圧縮負荷の加速試験で行った場合、損傷の程度を小さく推定する可能性がある。

終わりに、本実験に協力を得た、富山大学工学部技官・友坂敏信氏ならびに卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学学生・川嶋隆司君、飯田喜治君に謝意を表す。

参考文献

- (1) 例えば、日本機械学会編、動力プラント・構造物の余寿命評価技術、(1992)、技報出版。
- (2) Hart, R. V., *Metals Technology*, **3**(1976), 1.
- (3) 構造材料の信頼性評価技術部会、レプリカ法によるクリープおよびクリープ・疲労損傷評価マニュアル、(1991)、3、日本鉄鋼協会。
- (4) 桐原・ほか4名、*材料*, **33**, (1984), 1103.
- (5) 橋本・ほか3名、日本材料学会第29回高温強度シンポジウム前刷集、(1991)、101.
- (6) 西野・ほか3名、*機論*, **59-564, A**(1993), 1895.
- (7) 桜井・ほか3名、*材料*, **35**(1986), 170.
- (8) Sakane, M., ほか2名, *J. Eng. Mater. Technol.*, **113** (1991), 244.
- (9) Sakane, M., ほか2名, *J. Eng. Mater. Technol.*, **109** (1987), 236.
- (10) 桜井・ほか2名、*機論*, **58-550, A**(1992), 951.
- (11) Sakane, M., ほか2名, *J. Eng. Mater. Technol.*, **110** (1988), 48.
- (12) VAMAS低サイクル疲労研究会、低サイクル疲労のVAMAS国際ラット・ロビン試験に関する資料、(1992) (社)日本鉄鋼協会。
- (13) 桜井・ほか2名、*機論*, **53-487, A**(1987), 451.