クリープ予ひずみおよび繰り返し予ひずみを与えられた CrMoV 鋼におけるクリープ、疲労き裂進展速度†

関 原 傑* 桜 井 茂 雄**

Influence of Creep and Fatigue Pre-Damage on Creep-Crack- and Fatigue-Crack-Growth Rates of CrMoV Rotor Steel

by

Masaru SEKIHARA* and Shigeo SAKURAI**

The effect of mechanical degradation in a long-term-operated component on the creep- and fatigue- crack growth rates was studied. Creep-crack-growth tests and fatigue-crack growth tests were performed on creep-pre-strained and cyclic-strained CrMoV rotor-steel specimens.

It was found that under constant load, creep-crack growth rates, da/dt , of the creep-pre-damaged specimens were higher than those of virgin specimens. It was also found that under the same stress intensity factor K , da/dt in the case of about 10%-crept and creep-void-induced specimens was increased 5 times, while in the case of 0.8%- and 2.8%-crept specimens, it only increased a little. However, all the data fall in a narrow scatter band in the relationship between creep J integral C^* and da/dt .

Another result showed that fatigue-crack growth rates, da/dN , of creep- and fatigue-pre-damaged specimens were higher than those of virgin specimens. Under the same stress intensity factor range ΔK , da/dN in an about 10%-crept specimen was increased 20 times. And da/dN in fatigue-pre-damaged specimens were accelerated 10 times. However, the results of the strain-controlled crack growth test fall in a narrow scatter band in the relationship between J integral range ΔJ and da/dN .

These results suggest that the creep remaining lives and fatigue remaining lives of the mechanically damaged CrMoV rotor steel can be estimated by using C^* & ΔJ of the damaged material and the da/dt and da/dN values of the virgin material.

Key words: CrMoV rotor steel, High temperature, Creep, Fatigue, Crack growth, Degradation, C^* , ΔJ

1 緒 言

火力発電では、省エネルギー、環境保全を目的として、コンバインドサイクルが実用化され、本格的な稼働が始まっている。本システムの高効率化のためには、ガスタービンおよび蒸気タービンの高温化、高効率化が不可欠である。

一般に蒸気タービンは頻繁な起動・停止、長時間運転など過酷な条件下で使用されるため、機器の信頼性を確保し、運転を維持するためには、適正な余寿命診断に基づく予防保全を効率的に行っていく必要がある。また点検、補修等のコストも運転年数とともに増大するため、部品の長寿命化の要求が高まっている。

タービン部品の中でもロータは、回転部品でありながら運転中にき裂が発生・進展する恐れがある。^{1), 2)} この原因には、プラントの長時間運転によるクリープ損傷、および起動・停止に伴い発生する熱ひずみの繰り返しによる熱疲労損傷があると考えられる。

経年劣化を考慮した寿命評価手法としては、レプリカなどにより表面におけるクリープボイドの分布、および析出物の変化と寿命消費率の関係を予め求めておき、実機表面の観察結果から余寿命を推定する手法が一般的で

ある。^{3)~5)}

一方クリープ損傷がクリープき裂進展へ及ぼす影響については、クリープ損傷の蓄積に伴うクリープ破断延性の低下によるき裂進展速度の加速などが挙げられる。⁶⁾

経年劣化には、冶金的な劣化と機械的な劣化が考えられる。前報では、冶金的な劣化を対象とし、熱劣化により成長した粒界炭化物が、微小き裂成長挙動へ及ぼす影響の検討を、ひずみ負荷速度をパラメータとしておこなった。⁷⁾

本報では、機械的な劣化を対象とし、クリープ損傷はクリープ予ひずみで、また疲労損傷は繰り返し予ひずみで代表され则认为、クリープ損傷および疲労損傷がクリープき裂進展挙動および疲労き裂進展挙動へ及ぼす影響について、実験的な検討を行った。

2 予損傷材の作製

供試材は、Table I に示す化学組成、および Table II に示す機械的性質を有する CrMoV 鋼である。本研究では、き裂の発生、進展に対する材料劣化の影響を評価するため、それぞれクリープ予損傷、疲労予損傷を与えた試験片から、クリープき裂進展試験片および疲労き裂進展

† 原稿受理 平成 15 年 5 月 23 日 Received May 23, 2003

* 正 会 員 (株)日立製作所 日立研究所 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi, Ltd., Hitachi Res. Laboratory, Saiwai-cho, Hitachi, 317-8511

** 正 会 員 (株)日立製作所 電力・電機グループ火力・水力事業部 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi, Ltd., Power & Industrial Systems, Thermal & Hydroelectric Systems Division, Saiwai-cho Hitachi, 317-8511

展試験片の2種類のき裂進展試験片を作製した。

予損傷を与える試験片には Fig. 1 に示す形状と寸法の試験片を用いた。

クリープ予損傷材の作製条件を Table III と Table IV に示す。試験温度には、蒸気タービンロータの定格時の雰囲気温度を参考とし、550℃と600℃を選定した。負荷応力は、各試験温度における予想破断時間が480時間～800時間程度となるように定めた。さらに機械的な劣化として、それぞれ0.8%、2.8%、約10%のクリープ予ひずみを付与することで、クリープ損傷材の作製をおこなった。なお表中のC0はクリープ予損傷を付与しない未損傷試験片である。

疲労予損傷材の作製条件を Table V に示す。試験温度は550℃とし、ひずみ範囲1.0%の負荷を、両振り軸方向3角波形にて付与した。

さらに機械的な劣化として、500回、600回、800回、および最大応力が初期の値より35%低下した回数までくり返し予ひずみを付与し、疲労予損傷材の作製をおこなった。

ただしF00およびF01は疲労予損傷を付与しない未損傷材とした。

Fig. 2 に、C08、C28、C97の各試験片にクリープ予損傷を付与したときの伸びの変化を示す。ここで Table III と Table IV にて示したクリープ予ひずみは、各試験片を室温に冷却した後に測定した値である。C08 および C28 試験片は、3 次クリープ域に達する以前に試験を中断しており、破断に対して裕度を有したクリープ予損傷が付与されている。一方 C97 試験片は、3 次クリープ域にて中断されており、大きなクリープ予損傷が付与されている。

Fig. 3 に、F50、F60、F80 および F134 の各試験片に疲労予損傷を付与したときの応力値の変化を示す。各試験片ともに、繰返し軟化が進行しており、大きな疲労予損傷が付与されている。

3 予損傷材におけるき裂進展

3・1 クリープ予損傷材におけるクリープき裂進展

き裂進展試験片には Fig. 4 に示す形状と寸法の切欠き試験片を用いた。切欠き底に3mm程度の疲労予き裂を

Table I. Chemical composition of test material (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Fe
0.29	0.01	0.72	0.007	0.001	0.57	1.07	1.41	0.26	Bal.

Table II. Mechanical properties of test material.

Temperature(°C)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)
R.T.	730	848
550	495	554

Fig. 1. Pre-damage specimen.

Table III. Conditions of creep pre-damage and creep-crack growth test.

No.	Creep pre-damage						Creep-crack growth test	
	T.P.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Rupture time(h)	Pre-damage time(h)	Creep pre-strain (%)	Temp. (°C)	Stress (MPa)
1	C0	—	—	—	—	—	550	402
2	C08	550	319	800	264	0.8		
3	C28				672	2.8		
4	C98	600	235	480	577	9.8		

Table IV. Conditions of creep pre-damage and fatigue-crack growth test.

No.	Creep pre-damage test						Fatigue-crack growth test	
	T.P.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Rupture time(h)	Pre-damage time(h)	Creep pre-strain (%)	Temp. (°C)	Stress range (MPa)
1	F00	—	—	—	—	—	550	600
2	C97	600	235	480	454	9.7		

Table V. Conditions of fatigue pre-damage and fatigue-crack growth test.

No.	Fatigue pre-damage test					Fatigue-crack growth test		
	T.P.	Temp. (°C)	Strain range(%)	Fatigue life	Pre-damage cycle	Temp. (°C)	Strain range(%)	Stress range (MPa)
1	F00	550	1.0	996	—	550	—	600
2	F01				—		1.0	—
3	F50				500		—	600
4	F60				600			
5	F80				800			
6	F134				1336 (35% reduction of max. stress)		—	600

Fig. 2. Relationship between pre-damage time and elongation.

Fig. 3. Relationship between pre-damage cycles and stress.

導入し、ノッチ底の影響を低減した。

Table IIIにクリープ損傷材のクリープき裂進展試験の実施条件を示す。温度は550℃、応力は402MPaとすべて統一し、き裂進展試験をおこなった。

Fig. 5にき裂長さ a の時間変化、およびFig. 6に荷重線変位の時間変化を示す。未損傷材(C0)に比較して、損傷材はいずれもき裂長さ曲線の傾きが大きく、き裂進展速度が大きくなる挙動を示した。特に試験温度、クリープ予ひずみが大きいほど、傾きが大きくなる傾向を示した。また3次クリープに相当する立ち上がりの開始が、クリープ予ひずみが大きいほど早くなる挙動を示した。

荷重線変位曲線については、未損傷材(C0)に比較して、損傷材はいずれも荷重負荷初期の大きな荷重線変位の変化が見られなかった。これは損傷材ではき裂前縁での1次クリープに相当する変形がすでに終了しており、試験開始後すぐに2次クリープに相当する変形が生じることによるためと考えられる。さらにクリープ予ひずみを9.8%付与した損傷材(C98)では、き裂の進展に伴う変形と3次クリープ変形が主体となることにより、荷重線変位が試験の初期から大きくなったと考えられる。

以上、荷重線変位は試験温度、クリープ予ひずみが大きいほど傾きが大きく、3次クリープに相当する立ち上がりの開始が早くなる挙動を示すことがわかった。

Fig. 7にクリープき裂進展速度の推移を示す。試験開始直後の1次クリープ域に相当する領域では、未損傷材(C0)およびクリープ予ひずみを0.8%(C08)、2.8%(C28)付与した予損傷材のクリープき裂進展速度は、ほぼ同程度であった。

一方クリープ予ひずみを9.8%(C98)付与した予損傷材では、試験開始直後からクリープき裂進展速度が大きくなる挙動を示した。2次クリープ相当域では、未損傷材、予損傷材ともにクリープき裂進展速度は一旦減少し、

Fig. 4. Crack growth test specimen.

Fig. 5. Relationship between time and creep crack length

Fig. 7. Relationship between time and creep-crack growth rate, da/dt .

Fig. 6. Load-line displacement of creep-test specimens.

3 次クリープ相当域では再びき裂進展速度は加速され、やはり試験温度、クリープ予ひずみが大きいほど、加速開始時期が早くなる傾向が見られた。

Fig. 8 に応力拡大係数 K とき裂進展速度の関係を示す。ここで K は次式により求めた。^{1), 8)}

$$K = P \cdot (BeW)^{-1} \cdot (\pi a)^{1/2} \cdot F$$

$$F = (\sec(\pi a/2))^{1/2}$$

$$\alpha = 2a/W$$

$$Be = (B \cdot Bn)^{1/2}$$
(1)

P : 荷重

B : 試験片厚さ

Be : 試験片有効厚さ

Bn : サイドグループ底厚さ

Fig. 8. Relationship between K and creep-crack growth rate, da/dt .

W : 試験片幅

a : き裂半長

Fig. 8 に示すように、き裂進展速度が応力拡大係数 K のべき乗に比例する範囲では、10%のクリープ予ひずみを与えた損傷材 (C98) のき裂進展速度は、0.8% (C08)、2.8% (C28) のクリープ予ひずみを付与した損傷材のき裂進展速度よりも 5 倍程度大きく、クリープ損傷の影響が明確に認められた。

供試材のクリープ破断延性は 600°C において 10 数 % であるため、9.8% のクリープ予ひずみを付与した予損傷材 (C98) には大きな予損傷が付与される結果となり、その影響が大きく現れているものと考えられる。

Fig. 9 に荷重線変位速度とき裂進展速度の関係を示すが、予損傷の有無、程度によらず、ほぼ同一線上に点在している。

Fig. 10 にクリープ J 積分 C^* とき裂進展速度の関係を示す。 C^* は次式により求めた。ただし、 $n = 13.4$ とした^{1), 9)}

$$C^* = \frac{(n-1)}{(n+1)} \cdot \frac{P}{2Bb} \cdot \frac{d\delta}{dt} \quad (2)$$

Fig. 9. Relationship between load-line displacement and creep-crack growth rate, da/dt .

n : Norton 則における応力指数

$d\delta/dt$: 荷重線変位速度

b : $W/2-a$

C^* を用いてき裂進展速度を評価すると、未損傷材 (C0) に比較して、損傷材はいずれもき裂進展速度がわずかながら大きいものの、未損傷材とほぼ同程度のき裂進展速度を示した。また損傷材同士では、大きな差は認められなかった。

クリープき裂成長速度と C^* の関係にはクリープ損傷の影響は見られないが、Fig. 5 に示したようにクリープ損傷材のき裂成長寿命は最大で 1/4 に低下している。これは、クリープ予損傷により荷重線変位速度が増加したため、 C^* 、クリープき裂進展速度ともに増大したためと考えられる。すなわちクリープ予損傷により、局所的な C^* などの値は増大するものの、材料のき裂進展抵抗を低下させるにはいたっていないものと考えられる。

なお本報では、劣化の度合いに応じた荷重線変位速度を用いて C^* の値を求めたが、実際の構造物で変位速度が測定できない場合には、クリープ損傷材のクリープ構成則を用いて C^* を求める必要がある。

以上より、クリープ予損傷材のクリープき裂進展速度の評価には、 C^* を用いた評価が有効であると考えられる。

また供試した予損傷材の内部損傷程度を調べるために、き裂進展試験後の試験片にて、比較的き裂進展中の損傷が小さく、き裂進展試験前の内部損傷に近いと思われる機械切欠の近傍のレプリカ組織観察を実施した。

Fig. 11 に観察写真を示す。10% クリープ予ひずみを付与し、クリープき裂進展試験を実施した試験片 (C98) にてクリープポイドを観察できた。したがってクリープき裂進展速度を加速するクリープ損傷には、クリープポイドが大きな役割を果たしていると考えられる。

3・2 クリープ予損傷材における疲労き裂進展

前報において、火力発電用主蒸気弁ケーシングより採取した、約 140 000 時間使用された CrMoV 鋳鋼損傷材を用いて、熱劣化により成長した粒界炭化物が、微小き

Fig. 10. Relationship between C^* and creep crack growth rate, da/dt .

Fig. 11. SEM image of specimen after creep pre-damage and creep-crack growth test (C98).

裂成長挙動へ及ぼす影響の検討を、ひずみ負荷速度をパラメータとしておこなった。⁷⁾Fig. 12 に微小き裂成長挙動の観察結果を示す。損傷材と未損傷材に大きな違いは見られなかった。組織観察により、損傷材の粒界には未損傷材に比べて 5 ～ 10 倍程度の粗大な炭化物が連続して析出していたことが確認された。以上よりき裂が粒内を進展する場合には、粒界炭化物の影響が小さいため、劣化材と未使用材のき裂進展挙動に大きな差が生じなかったとの結論を得た。

本報では、さらにクリープ予ひずみによる機械的な損傷が、疲労き裂の進展速度へ及ぼす影響について評価をおこなった。Table IV にクリープ予損傷材の疲労き裂進展試験の実施条件を示す。温度は 550℃、応力範囲は 600MPa とし、き裂進展試験をおこなった。

クリープ損傷材の疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 13 に示す。ここで ΔK は式 (1) の荷重 P の値に荷重範囲 ΔP の値を用いて算出した。未損傷材 (F00) の結果と比較すると、損傷材 (C97) のき裂進展速度は最大で約 20 倍程度大きくなり、クリープ損傷の影響が確認できた。

これは Fig. 11 に示した試験片 (C98) と同程度の、約 10% のクリープ予ひずみを与えた過程において、試験片内部にクリープボイドが形成されるとともに、クリープ損傷により軟化が生じ、き裂の進展が加速されたためと考えられる。

Fig. 12. Small-crack growth behavior of thermally pre-damaged and virgin CrMoV cast steel.⁷⁾

Fig. 13. Relationship between ΔK and crack growth rate, da/dN of creep pre-damaged specimen.

3・3 疲労予損傷材における疲労き裂進展

本節では、疲労損傷による力学的な予損傷が、疲労き裂の進展速度へ及ぼす影響について評価をおこなう。Table V に示す条件にて実施した疲労き裂進展試験により求めた、疲労損傷材のき裂進展速度と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 14 に示す。図より疲労予損傷が大きくなるほど疲労き裂進展速度が大きくなることが認められた。未損傷材についてき裂進展速度と ΔK の関係をあわせて示す。また未損傷材 (F00, F01) は同程度のき裂進展速度を示した。

荷重制御による疲労き裂進展試験下では、損傷材は未損傷材よりも 10 倍程度大きなき裂進展速度を示した。これは疲労予損傷によりリガメント部が繰り返し軟化挙動を示し、荷重制御下で負荷されるひずみ範囲が漸増し続けたことによる影響と考えられる。

Fig. 15 にひずみ制御による疲労き裂進展試験の結果を抽出して示す。ひずみ制御による疲労き裂進展試験下では、同様に損傷材は未損傷材よりも若干ではあるが大きなき裂進展速度を示した。しかしながらひずみ制御下

Fig. 14. Relationship between ΔK and crack growth rate, da/dN of fatigue pre-damaged specimen.

では、疲労予損傷に伴う繰返し軟化挙動により、負荷される荷重範囲が低減され、き裂進展速度は減少する挙動を示すことも考えられる。また未損傷材 (F01) の荷重変位曲線を Fig. 16 に示すが、非弾性変形が生じていると考えられる。したがって評価にあたっては、弾塑性状態を考慮した破壊力学パラメータを用いる必要があると考えられる。

そこで、ひずみ制御により疲労き裂進展試験をおこなった未損傷材 (F01) および疲労予損傷材 (F50) のき裂進展速度を、 J 積分範囲により評価した結果を Fig. 17 に示す。ここで J 積分範囲 ΔJ は式 (3) を用いて求めた。

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E} + \frac{S}{Bb} \quad (3)$$

E : 縦弾性係数

S : 荷重-変位曲線の引張負荷過程より算出

図より、未損傷材 (F01) と比較して、損傷材 (F50) の ΔJ の値は同程度となり、ほぼ同一線上に位置する挙動を示した。

本報では、劣化の度合いに応じた荷重-変位曲線を用いて ΔJ の値を求めたが、実際の構造物で荷重-変位関係が測定できない場合には、疲労損傷材の材料構成則を

Fig. 15. Relationship between ΔK and crack growth rate, da/dN (strain-controlled test).

Fig. 16. Relationship between displacement and load.

Fig. 17. Relationship between ΔJ and crack growth rate, da/dN (strain-controlled test).

用いて ΔJ を求める必要がある。

以上より、疲労予損傷材の疲労き裂進展速度の評価には、 ΔJ を用いた評価が有効であると考えられる。

4 結 言

長期運用機器の機械的な劣化がクリープき裂進展および疲労き裂進展へ及ぼす影響について検討をおこなうべく、クリープ予ひずみおよび繰返し予ひずみを受けた CrMoV ロータ材のクリープき裂進展試験および疲労き裂進展試験を実施し、以下の結論を得た。

(1) 同一荷重下ではクリープ予損傷材のクリープき裂進展速度は未損傷材よりも加速し、クリープ損傷の影響が認められた。

(2) 10% 予ひずみによるクリープ予損傷材のクリープき裂進展速度は、同じ応力拡大係数 K に対して未損傷材よりも 5 倍程度加速した。一方 0.8% および 2.8% クリープ予ひずみによる予損傷材では、加速はわずかであった。

(3) しかしながらクリープ J 積分 C^* を用いることにより、クリープ予損傷材のクリープき裂進展速度を同一の評価線にて整理できることがわかった。

(4) クリープおよび疲労予損傷材の疲労き裂進展速度は、未損傷材よりも加速し、予損傷の影響が認められた。

(5) 10% クリープ予ひずみによるクリープ予損傷材の疲労き裂進展速度は、同じ応力拡大係数 K に対して未損傷材よりも 20 倍程度加速した。

(6) 疲労予損傷材の疲労き裂進展速度は、同じ応力拡大係数 K に対して未損傷材よりも 10 倍程度加速した。

(7) しかしながら J 積分範囲 ΔJ を用いることにより、疲労予損傷材のひずみ制御による疲労き裂進展速度を同一の評価線にて整理できることがわかった。

(8) 機械的な劣化を受けた CrMoV 材のクリープ余寿命および疲労余寿命は、損傷の影響を考慮した材料構成則を用いた C^* 、 ΔJ 、および未損傷材のクリープき裂進展速度、疲労き裂進展速度を用いることにより評価できると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 増山不二光, 丸山公一, “高温機器部品の損傷メカニズムと寿命評価”, p.365 (1993) 日刊工業新聞.
- 2) 日本機械学会編, “動力プラント・構造物の余寿命評価技術”, p.103 (1992) 技報堂出版.
- 3) 早川弘之, 広田正明, 福島一夫, 本山賢二, 第 37 回高温強度シンポジウム前刷集, 56 (1999).
- 4) 木村和成, 糸 亮一, 斎藤 潔, 藤山一成, 日本機械学会論文集, A-67, 661 (2001).
- 5) F. O. Soechting, V. Kallianpur, S. G. Koff, J.-H. Lee and Y. Tomita, ASME-GT, 30296 (2002).
- 6) 岡村弘之, “線形破壊力学入門”, p.31 (1977) 培風館.
- 7) 桜井茂雄, 宇佐美三郎, 宮田 寛, 日本機械学会論文集, A-53, 487 (1986).
- 8) 田淵正明, 久保 清, 本郷宏通, 渡部 隆, 八木晃一, 第 40 回高温強度シンポジウム前刷集, 39 (2002).
- 9) A. Saxena, “Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers”, p.363 (1998) CRC press.
- 10) 小原嗣朗, “金属組織概論”, p.74 (1966) 朝倉書店.
- 11) J.フルト, “構造物のクリープ”, p.6 (1973) 培風館.
- 12) 村田雅人, “構造材料の損傷と破壊”, p.209 (1995) 日刊工業新聞.