Cr-Mo-V 鍛鋼部材のクリープ疲労特性と クリープ疲労損傷†

角 屋 好 邦* 後 藤 徹**
川 本 和 夫*** 須 貝 克 己****

Creep-Fatigue Phenomena and Creep-Fatigue Damage in Cr-Mo-V Steel Forgings

by

Yoshikuni KADOYA*, Toru GOTO**, Kazuo KAWAMOTO***
and Katsumi SUGAI****

In order to investigate the characteristics of creep-fatigue interaction and its mechanism for Cr-Mo-V steel forgings, the creep-fatigue tests were carried out under a strain-controlled condition for long-term and the metallographic observations were conducted on the interrupted creep-fatigue specimens.

The results obtained are summarized as follows:

(1) The data obtained were evaluated using the linear life fraction damage rule. The value of creep damage (D_c) was lower than the value of fatigue damage (D_f) by two orders of magnitude for the tests conducted. Consequently, $D_c + D_f \approx D_f$. The fracture mode was transgranular as is generally seen in the fatigue dominant fracture. However, fracture occurred at a small value of D_f when the hold time was added.

(2) Metallographic observation, however, showed that creep cavities nucleated and grew inside the specimen with increasing number of cycles in the case of long hold time and low strain-range. Moreover, it was found that fatigue micro-cracks of the case where creep cavities and creep cracks were observed in the fractured specimen had a tendency to propagate and link up along grain boundary.

(3) It is suggested from the above mentioned results that, even though D_c is very small, creep cavities and creep cracks nucleate, and that they reduce the fatigue life by the effect of their linkage with fatigue crack.

Key words: Creep damage, Cavity, Micro-crack, Creep-fatigue interaction, Cr-Mo-V steel

1 は じ め に

火力発電用プラントのDSS (Daily Start Stop, 夜間停止起動) 運転への移行に伴い, 長期使用された部材について頻繁な発停の繰返し使用条件下での寿命評価が重要な課題となってきた。特に, タービンロータでは, 発停時の熱応力による熱疲労と遠心力によるクリープとの相互作用の評価が求められており, そのためこれまでにタービンロータ材であるCr-Mo-V鋼についてクリープ・疲労相互作用に関する多くの研究

がなされている^{1)~6)}。しかしながら, クリープ疲労寿命評価については本鋼種においても, 他の材料と同様に, いまだ確立された手法はなく, かつデータも多いとは言いがたい。さらに, その損傷の実体については不明な点が多いのが現状である。

そこで, 本研究では, Cr-Mo-V鋼のクリープ疲労損傷機構の解明を目的として, まず, クリープ疲労データを実験により求めるとともに, さらに, それら試験片を用いて粒界キャビティおよび表面き裂の成長挙

† 本報を「高温材料損傷の非破壊検出に関する研究 (第5報)」(Study on Non-Destructive Evaluation of Material Damage Caused by High-Temperature Service, V) とする。

原稿受理 平成元年8月3日 Received Aug. 3, 1989

* 三菱重工業(株)技術本部高砂研究所 高砂市荒井町新浜, Takasago Research and Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Shinham, Arai-cho, Takasago

** 正 会 員 三菱重工業(株)技術本部高砂研究所 高砂市荒井町新浜, Takasago Research and Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Shinham, Arai-cho, Takasago

*** 三菱重工業(株)高砂製作所 高砂市荒井町新浜, Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Shinham, Arai-cho, Takasago

**** 東京電力(株)技術開発本部技術研究所 調布市西つじヶ丘, Engineering Research Center, Tokyo Electric Power Co., Inc., Nishitsutsujigaoka, Chofu

Table I. Chemical composition and heat treatment.

(wt %)													
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Sn	As	Sb
0.30	0.25	0.75	0.008	0.008	0.35	1.23	1.20	0.26	0.15	0.005	0.017	0.016	0.003

Heat treatment: 970°C×22 hr → Fan cool → 665°C×67 hr → Furnace cool

動を観察し、微視損傷とクリープ疲労寿命の関係について検討した。

2 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材は、タービンロータとして10万時間使用されたCr-Mo-V鋼であり、ロータ中心孔近傍からロータ周方向に試験片を採取した。供試材の化学成分および熱処理をTable Iに示す。なお、供試材の組織は焼もどしベイナイト組織で、旧オーステナイト粒径は約100 μm (ASTM No. 3~4)であった。

2.2 クリープ疲労試験

クリープ疲労試験は、カム・レバー式長時間クリープ疲労試験機を用いて行った。保持時間(t_h)=0の場合の疲労試験は、油圧サーボ試験機を用いた。試験片は、いずれも直径が8 mm、標点間距離が20 mmである。

クリープ疲労試験方法は、引張ひずみ保持台形波疲労試験である¹⁾。試験温度は500°Cとし、全ひずみ範囲($\Delta\epsilon_t$)は、0.9%および0.6%の2水準、保持時間(t_h)は、0 h、1 hおよび24 hの3水準とした。これらの各条件で破損寿命のはば1/5の間隔で途中止め損傷付与試験片を作製した。

2.3 微視損傷調査方法

途中止め試験片を用いてクリープ疲労過程の微視損傷変化を調べた。まず、試験片表面をエメリー紙で研磨、エッチング後、標点距離20 mm間の全周にわたったレプリカを採取した。採取したレプリカを用いて光学顕微鏡により50~100倍に拡大して微小き裂寸法および数を計測した。また、主き裂の内部への進展状況およびクリープキャビティの発生状況を調べるため、主き裂を2分割かつ試験片中心軸を含むように試験片を切断した。試験片縦断面の光学顕微鏡により微小き裂深さを計測し、走査電顕によりクリープキャビティの観察を行った。さらに、クリープキャビティについては、損傷粒界観察法(Aパラメータ⁷⁾)により定量化した。

3 実験結果とその検討

3.1 クリープ疲労特性

クリープ疲労試験結果をまとめてTable IIに示す。なお、同表には後述するAパラメータの値も併記した。破損繰返し数 N_f と比較すると、いずれのひずみレベルの場合も保持したものは保持なしに比較して寿命低下を示すことが認められた。また、その寿命低下

の割合は保持時間が長くなるにつれて増加することが認められた。

さらに、今回得られたクリープ疲労試験結果を線形損傷則により評価した。破損までに蓄積されたクリープ損傷量 D_c および疲労損傷量 D_f は次式を用いて計算した。

$$D_c = \sum_{n=1}^{N_f} \int_0^{t_h} \frac{dt}{t_r(\sigma)} \quad (1)$$

$$D_f = \frac{N_f}{N_{f0}} \quad (2)$$

ここで、

N_f : 破損までの台形波のサイクル数

$t_r(\sigma)$: 保持中の応力 σ に対応するクリープ破断時間(同一材料のデータを用いた)

N_{f0} : 保持無し条件下での全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ における低サイクル疲労破損繰返し数(同一材料のデータを用いた)

である。実験で得た破損点におけるクリープ損傷 D_c と疲労損傷 D_f の関係をFig. 1に示す。また、同図には小林らのデータも併記してあるが、今回得られた結果の D_c は D_f に比べて2けた小さく、結果的には $D_f + D_c \approx D_f$ となった条件で実験されたことが認められる。また、いずれのデータも $D_f + D_c = 1$ に対して寿命のばらつきのFactor of twoの下限をさらに下まわる位置にあるものが多い。

Fig. 1. Linear damage fraction rule and experimental values.

*1 長期使用による影響を避けるためロータ中心孔の低温低応力部(未損傷部)を選んだ。

*2 文献1)の試験は変位保持で弾性追従があるが、本試験では制御により弾性追従を無くして試験した。なお、ひずみ速度は $\dot{\epsilon} = 0.05\%$ /secで行い、破損繰返し数 N_f は引張側荷重振幅が定常時の3/4まで低下した繰返し数とした。

Table II. Number fraction of cavitated grain boundaries of samples.

Sample	$\Delta\epsilon_t$ (%)	t_h (h)	N_f (cycles)	t (h)	"A" parameter	Remark
Creep-fatigue	0.6	0	3200	10	0	No cavity
		1	1100	1100	0.24	Cavity & microcrack
		24	590	14160	0.40	ditto
	0.9	0	1100	4	0	No cavity
		1	315	315	0.02	Cavity
		24	220	5280	0.22	Cavity & microcrack
Creep*	—	—	—	12800	0.25	Cavity & microcrack

* Ret. 7)

Fig. 2. Relationship between creep damage fraction and fatigue damage fraction.

クリープ・疲労相互作用における線形損傷則の妥当性については、さまざまな検討結果があり、 $D_c + D_f = 1.0$ で破壊というクライテリアが成立しないとの報告が多く、今回の実験結果についても上述のようにその採用は不適であった。

Fig. 2にこれまで得られているデータを整理して示した。このうち、図中のプロットは本研究のデータも含めていずれも引張りひずみ保持台形波疲労試験の結果^{1), 4), 5)}であり、バンドで示したデータは、creep-low

-cycle fatigue inters-^{2), 6)}pers-
試験法の結果である。前者のデータでは、クリープ損傷 D_c (0.0018~0.008) が小さいにもかかわらず疲労損傷 D_f (0.2~0.5) もかなり低下している傾向がある。この $D_c + D_f \leq 0.5$ となった原因は不明であるが、

D_c が小さくなる原因としては、後者のデータのクリープ試験が応力制御であるのに反して、前者のデータはひずみ制御であるため引張保持中にリラクセーションし応力が低下すると共に、本鋼種が繰返し軟化する材料であるためさらに応力が低下したことによるものと考えられる。

なお、前者のデータのうち文献1)、4) および5)のプロット(○, △, ○印)は、本供試材とはいずれもチャージが異なっている。また、本研究、文献4) および5)は完全なひずみ保持試験であるのに対して、文献1)は変位保持の弾性追従試験である。特に、前者のデータのばらつきは、試験そのもののばらつきの他にこれら試験条件の相違および材料依存性などが影響しているものと思われる。いずれにしても実験データの線形損傷則からの逸脱については、どのような場合にそうなるのかが問題であり今後とも材料依存性および長時間データの蓄積が必要であるものと思われる。

3・2 試験片表面における微小き裂の様相

Fig. 3に破断(N_f)後の試験片表面の微小き裂の発生状況の例を示す。いずれの試験条件の場合も微小き裂は、応力軸にほぼ垂直にかつ粒内に発生している。また、保持時間 $t_h = 1$ h, 24 h のものは、き裂の開口量が大きく、かつ開口したき裂の中に酸化スケールが認

Fig. 3. Shape of the surface microcracks in fractured specimens.

められた。保持時間 (t_h) が 24 h のものでは、粒内微小き裂の他にクリープキャビティおよび粒界クリープき裂が観察された。

Fig. 4 に繰返し数に伴う試験片表面に観察された微小き裂の個数の変化を示す。対象としたき裂長さは、観察視野 ($8\pi \times 20 \text{ mm}^2$) 内の長さ $30 \mu\text{m}$ 以上とした。いずれの試験条件においてもばらつきはあるものの繰返し数とともにき裂が発生し、それらの数が累積して単調増加していることが認められた。また、同じ繰返し数でみると保持したものは、保持なしに比べてき裂の密度が多い傾向があることも明らかとなった。また、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_s = 0.9\%$ 、保持時間 $t_h = 24 \text{ h}$ のものは、保持なしのものに比べて酸化が ($10 \mu\text{m}$ 以上のスケール層) 顕著であったにもかかわらず 100 cycles あたりまでは同ひずみレベルの保持なしのものと同様なき裂の密度であった。^{*3}

き裂の開口および密度の特徴を定量的に把握するため、観察視野内のき裂の数の他に、そのアスペクト比 $2a/d$ ($2a$ = き裂長さ、 d = 開口量) を測定した。その結果を Fig. 5 に示す。同図は、アスペクト比を 3 段階に区別して、き裂長さとその数をヒストグラムで表示したものである。

き裂の数については、Fig. 4 と同様な傾向が認められるが、特徴として保持無しでは、き裂長さが長く、細いき裂が多いことが認められる。また、同じ繰返し数でみるといずれのひずみレベルの場合も、保持があると最大き裂長さが長くなるとともに発生したき裂のアスペクト比 $2a/d$ が小さくなり、開口したき裂が支配的となることが認められた。

一方、表面き裂の成長挙動に関しては、主き裂の進展挙動と寿命比に良い相関があるという報告がある。⁸⁾ そこで今回得られたデータについても同様な整理を試みた。その結果を Fig. 6 に示す。同図は、最大き裂長さと寿命比の関係を示したものであるが、ほぼ良い対応が認められた。なお、同図で白ぬき記号は、最小き裂長さを示しているが、初期き裂の繰返し数に対する発生挙動の参考とした。

Fig. 4. Change in crack density with number of cycles.

(a) $\Delta\epsilon_s = 0.9\%$.

(b) $\Delta\epsilon_s = 0.6\%$.

Fig. 5. Histogram of length and aspect ratio of surface microcracks.

3.3 試験片縦割り断面における微小き裂およびクリープキャビティの様相

Fig. 7 に破断後の試験片縦割り断面のき裂進展状況の例を示す。き裂は、応力軸にほぼ垂直に粒内を貫通しながら進展しており、また保持時間が長いほどき裂の開口量が大きく、かつ開口したき裂の中に酸化スケールが認められた。なお、保持時間 $t_h = 24 \text{ h}$ のもののき裂は、試験片内部で分岐 (分岐点近傍は粒界、分岐したき裂先端近傍は粒内と思われる) しているのが認められた。

Fig. 8 は、保持した試験片の縦割り断面の SEM 観察の例を示す。クリープキャビティおよびその連結成長によるものと思われるクリープき裂が、粒界に観察された。そこで、これらのクリープキャビティを損傷

*3 き裂発生に及ぼす酸化の影響はあると思われる、表面酸化によりき裂発生密度は増すものと考えている。

Fig. 6. Relationship between life fraction and crack length.

粒界観察法 (A パラメータ) により定量化した. その結果を破損試験片 ($N/N_r=1.0$) を例にして Table II に示す. 今回の試験条件の範囲では低ひずみレベルのものほど A パラメータの値が大きく, その値は, クリープのみの破断試験片のそれとほぼ同等程度高くなっていることが認められた.

一方, 今回の試験条件では, クリープ疲労寿命はいずれも疲労による主き裂が支配的であったが, 上述の試料内部で発生したクリープキャビティとそれら主き裂との間にどのような関係があるのかを調べるため, 主き裂近傍のクリープキャビティ発生状況を詳細に観察した. A パラメータの値が最も大きかった破断試験片の観察例を Fig. 9 に示す.

クリープキャビティおよびクリープき裂は, それぞれ主き裂周辺に独立して分布しているが, それらの中には主き裂先端方向 (同図において Crack tip と指示したき裂の進行方向) に存在しているものも認められた.

Fig. 7(c) に示したように A パラメータの値が大きい破断試験片の場合は, 主き裂が, 試験片内部で分岐していることから, その進展に関しては, 上述のクリープき裂などの内部で発生したき裂の影響を強く受けていた可能性が示唆される.

3・4 微視損傷とクリープ疲労相互作用との対応のまとめ

今回得られたクリープ・疲労損傷の観察結果を再掲すると,

- (1) 表面では微小き裂 (粒内) が発生し, 繰返し数の増加とともにき裂が成長
- (2) 内部ではクリープキャビティ (粒界) が発生し, 繰返し (時間) の増加とともにキャビティ量が増加

することが認められた. このうち, 上記 (1) については, 最大き裂長さ ($2a$) と繰返し数の間に良い対応が認められ, かつその成長挙動が今回の試験条件下での破壊モードを支配していることが観察された. 一方, 上記 (2) については, 計算 (線形損傷則) 上の D_c 値は非常に小さいにもかかわらず, NDE 観察からはかなりのクリープ損傷を受けたと予想される結果が得られた.

そこで, ここでは観察されたクリープ損傷をベースにして, それがどのような形で疲労寿命へ影響を及ぼしたかをみるために, まず Table II に示した A パラメータの値を Fig. 1 の横軸の疲労損傷 D_f との関係でプロットしてみた. その結果を Fig. 10 に示す. また, 同図において, クリープ破断試験片の A パラメータ値と低サイクル疲労試験片 (保持なし試験片) の A パラメータ値 ($A=0$) とを直線で結び, この直線から逸脱しているプロットは今回得られたデータの範囲ではばらつきとみなした. 同図から, A パラメータ

Fig. 7. Typical appearance of microcracks in fractured specimens ($\Delta\epsilon_r=0.9\%$).

Fig. 8. Creep cavities and microcracks in grain boundaries.

*4 Fig. 10 ではすべてのプロットが直線から逸脱しているが, $A=0.24$ 近傍のプロットは測定誤差の範囲内で直線上に位置していると思われる. 一方, $A=0.02$ および 0.40 のプロットは明らかに直線から逸脱している. 原因は不明であるが, 後者のプロットについては繰返し効果の影響によりキャビティ発生が助長された可能性も考えられる. 今後データ蓄積を図る必要があるが, ここではこれらのプロットもばらつきとみなして A と D_f の関係を論じることとした.

Fig. 9. Typical appearance of microcracks and creep cavities in fractured specimens.

Fig. 10. Relationship between "A" parameter and fatigue damage fraction in fractured specimens.

(キャビティおよびクリープき裂の発生量)の増加とともに、破損時の疲労損傷 D_f が減少していくことが認められる。また、Fig. 7(c) および Fig. 9 に示したように、クリープキャビティおよびクリープき裂が生成している試験片の疲労き裂は、優先的に粒界を通して進展している傾向のあることが認められた。

以上のことから、クリープキャビティおよびクリープき裂は疲労き裂の伝ばを容易にし、伝ば速度を加速して寿命を低下させる効果があると考えられる。

なお、上述の疲労寿命に及ぼすクリープ損傷の影響については、クリープキャビティおよびクリープき裂などの微視損傷の影響他に、材料の組織変化による影響³⁾も考えられる。すなわち、クリープに伴う微細組織変化として炭化物の凝集粗大化および転位組織の変化などが知られている。このうち、軟化の疲労寿命への影響について検討した新谷らの研究によれば、材料の軟化はひずみ制御の疲労試験においては繰返し応力範囲の減少を招き、その結果、き裂の発生および成長を遅らせ疲労寿命を増加させると考えられると報告されている。しかしながら、今回の結果は、上述のごとく著しい疲労寿命の低下が認められた。このことは、

疲労寿命に及ぼすクリープ損傷の影響については材料の軟化に比べてクリープキャビティおよびクリープき裂などの微視損傷の影響の方がより一層大きいことを示唆しているものと考えられる。今後はそれらの点と Fig. 10 との関連性についても検討する必要がある。

4 ま と め

Cr-Mo-V 鋼のクリープ疲労損傷機構の解明を目的として、クリープ疲労データを実験により求めるとともに、それら試験片を用いて微視損傷とクリープ疲労寿命の関係について検討した。その結果以下の知見が得られた。

(1) 引張ひずみ保持台形波疲労試験結果について、線形損傷則を使って、クリープ疲労損傷評価をした。実験範囲内でいずれの場合もクリープ損傷量 (D_c) は、疲労損傷 (D_f) に比べて2けた小さく、結果的には $D_c + D_f \approx D_f$ となった。また、破壊モードは、疲労支配条件下で一般に認められる粒内破壊であった。

(2) しかしながら、ひずみ範囲が小さくかつ保持時間が長い場合ほど内部ではクリープキャビティが発生し、繰返し数の増加とともにキャビティ量が増加することが認められた。さらに、クリープキャビティおよびクリープき裂が生成している試験片の疲労き裂は、優先的に粒界を通して進展している傾向のあることが認められた。

(3) 以上のことから、引張ひずみ保持を与えた場合、クリープ損傷量 (D_c) が小さくとも、微視的にはクリープキャビティおよびクリープき裂が発生し、それが疲労き裂の伝ばを容易にし、伝ば速度を加速して寿命を低下させる効果があると考えられる。

なお、疲労寿命に及ぼすクリープ損傷の影響については、クリープキャビティおよびクリープき裂などの微視損傷の影響他に、材料の組織変化による影響も考えられ、今後はそれらの点についても検討する必要がある。

(昭和63年12月15日 第26回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) T. Endo and T. Sakon, Metals Technology, **11**, 489 (1984).
- 2) 八木晃一, 久保 清, 金丸 修, 田中千秋, 材料, **35**, 434 (1986).
- 3) 新谷紀雄, 京野純郎, 九島秀昭, 横井 信, 材料, **34**, 436 (1985).
- 4) 小林一夫, 山口弘二, 西島 敏, 鉄と鋼, **1**, 1820 (1988).
- 5) K. Tanemura, K. Sugai, S. Sugai, K. Kawamoto, S. Sakurai and K. Kimura, Int. Conf. Life Assessment and Extension, **2**, 9 (1988).
- 6) R. M. Curran and B. M. Wundt, Reports of Current Work on Behavior of Materials at Elevated Temperatures, **1** (1974).
- 7) 角屋好邦, 後藤 徹, 材料, **36**, 999 (1987).
- 8) 桜井茂雄, 宇佐美三郎, 宮田 寛, 日本機械学会論文集, **A-53**, 451 (1987).
- 9) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一, 鉄と鋼, **70**, 565 (1984).