

# 実機で長時間使用された2.25Cr-1Mo鋼のクリープ挙動解析

石 建中\*・戴 国政\*・遠藤 孝雄\*<sup>2</sup>

Creep Behavior Analysis of a Service-exposed 2.25Cr-1Mo Steel

Jianzhong SHI, Kuocheng TAI and Takao ENDO

**Synopsis :** For the remaining creep life assessment, it is essential to evaluate the degree of structural degradation. In the present study, accelerated creep tests have been employed to assess the degree of structural deterioration of a 2.25 Cr-1Mo steel which was service-exposed for 11 years as a power plant component. The experimental results showed that strain rate over a wide range of strain is expressed by the equation;  $\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + S\epsilon$ , where  $\dot{\epsilon}_0$  is the imaginary initial creep rate and  $S$  is the strain rate acceleration factor. The magnitudes of  $\dot{\epsilon}_0$  and  $S$  are given by the following equations;  $\dot{\epsilon}_0 = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT)$ , and  $S = A_s \sigma_0^{-n_s} \exp(Q_s/RT)$ , where  $A_0$  is the mechanically defined structure factor,  $\sigma_0$  is the initial stress,  $n$  is the stress exponent (9.5),  $Q_0$  is the activation energy (429 kJ/mol),  $Q_s$  is 24kJ/mol,  $A_s$  is a constant, and  $n_s$  is 0.98. Comparing these results with those of prestrained materials, it was found that the magnitudes of  $A_0$ ,  $A_s$  and  $n_s$  are dependent upon the structural deterioration while those of  $n$ ,  $Q_0$  and  $Q_s$  are independent of thermo-mechanical history. This means that the rate controlling mechanism is independent of structural deterioration. These history-dependent parameters allow us the quantitative assessment of the structural deterioration of service-exposed materials.

**Key words :** 2.25Cr-1Mo steel; creep strength; creep life; high temperature deformation.

## 1. 緒言

現在稼働中の発電設備の多くは、公称設計寿命である10万時間を超えて使用されており、安全性の観点から高精度の余寿命推定技術が求められている<sup>1)</sup>。余寿命推定法において要求される最も重要なことは、(1)長期使用材の劣化度を定量的に記述できること、(2)劣化度とクリープ特性とを定量的に結び付けることができること、(3)余寿命推定法が簡便でしかもその物理的意味が明らかであることなどである。従来から、クリープ寿命を推定するために種々の方法が開発されてきた<sup>2)~6)</sup>。しかし、長時間のクリープ破断データに注目する従来の方法では、クリープ変形中の酸化や組織劣化の影響が含まれているので、得られた実験式の物理的な意味は明らかではない。これに対し、変形中の組織変化や酸化の影響が小さい加速クリープ試験では、材料に固有な情報、すなわち変形中の組織変化や酸化の影響を含まない情報が得られる可能性がある。

本研究の目的は、加速クリープ試験の結果を用いて組織の劣化度を定量化することで、クリープ挙動の解析には、クリープ歪速度と真歪に注目する新しい解析手法<sup>7)~9)</sup>を用いた。対象にした組織劣化材は発電設備の部材として11年間使用された2.25Cr-1Mo鋼である。

## 2. クリープ挙動の解析方法

前報<sup>7)</sup>において示したように、予変形された2.25Cr-1Mo鋼のクリープ速度の対数と真歪との間には以下の関係が成立する。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + S\epsilon \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 $\dot{\epsilon}$ は刻々の歪速度、 $\dot{\epsilon}_0$ は仮想的初期歪速度、 $S$ は歪速度加速因子(或はクリープ速度加速因子)である。式(1)を時間で積分すると次式が得られる<sup>7)</sup>。

$$\epsilon = (1/S) \ln[1/(1-S\dot{\epsilon}_0 t)] \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\epsilon$ を破断歪 $\epsilon_r$ に、 $t$ をクリープ破断時間 $t_r$ に置き換え、 $\exp(-S\epsilon_r)$ の値が1に比べて遥かに小さいことを考慮するとクリープ寿命は次式によって近似できる<sup>7)8)</sup>。

$$t_r = [1 - \exp(-S\epsilon_r)] / (S\dot{\epsilon}_0) = 1/S\dot{\epsilon}_0 \quad \dots\dots\dots (3)$$

これらの式を用いると、クリープ歪は規格化時間 $t/t_r$ の関数で表わされる。

$$\epsilon = (1/S) \ln[1/(1-t/t_r)] \quad \dots\dots\dots (4)$$

式(4)から、規格化クリープ曲線の相違は歪速度加速因子、 $S$ の大きさのみに由来することが分かる。このことは、

平成7年2月27日受付 平成7年5月26日受理 (Received on Feb. 27, 1995; Accepted on May 26, 1995)

\* 横浜国立大学大学院 (Graduate Student, Yokohama National University)

\* 2 横浜国立大学工学部 (Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)

組織の劣化でクリープ挙動に変化が生じれば、Sの大きさを介して組織の劣化度を定量的に表現できる可能性を示している。

### 3. 実験方法

供試材は発電設備の部材として11年間使用された過熱器用鋼管(外径45mm, 肉厚10.2mm)の2.25Cr-1Mo鋼(S TBA24)である。クリープ用試験片は抜管材の軸方向に沿って切り出した。試験片の化学組成は重量%でC:0.10, Si:0.27, Mn:0.43, P:0.014, S:0.008, Cr:2.07, Mo:0.9, Fe:Balである。クリープ試験片は両端部にM8のネジ部を有するつば付き試験片で、標点間距離は30mm, 直径6mm, 全長80mmである。クリープ試験は定荷重方式で、いずれの場合も大気中で行った。荷重はクリープ装置の熱的安定性を確認したのち、24時間後に負荷した。応力および温度範囲はそれぞれ78.4~137.2MPaおよび853~913Kである。

### 4. 実験結果

#### 4.1 クリープ曲線

Fig. 1およびFig. 2は長時間使用材のクリープ曲線の例で、前者は同じ温度で応力が異なる場合、後者は応力が同じで温度が異なる場合のクリープ曲線の例で、いずれの場合も試験条件は図中に示してある。ここでは未変形材のクリープ曲線を示さないが、未使用材のクリープ曲線と長時間使用材のクリープ曲線の相違をクリープ曲線の形から論じることは難しい。しかし、2節において述べたように規格化時間( $t/t_r$ )を用いると長時間使用材のクリープ挙動が未使用材や予変形材のクリープ曲線と異なっていることが明らかになる。

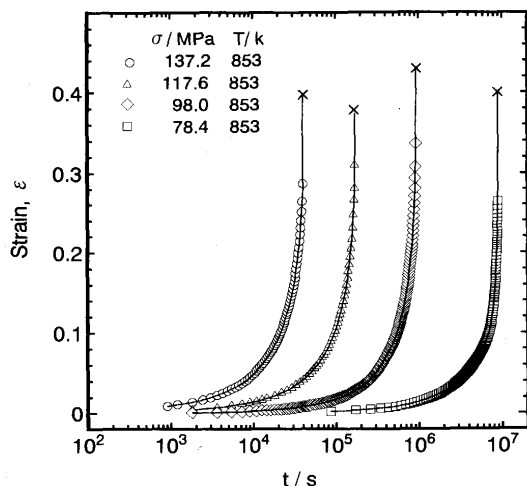


Fig. 1. Creep curve at various stresses for a service-exposed material.

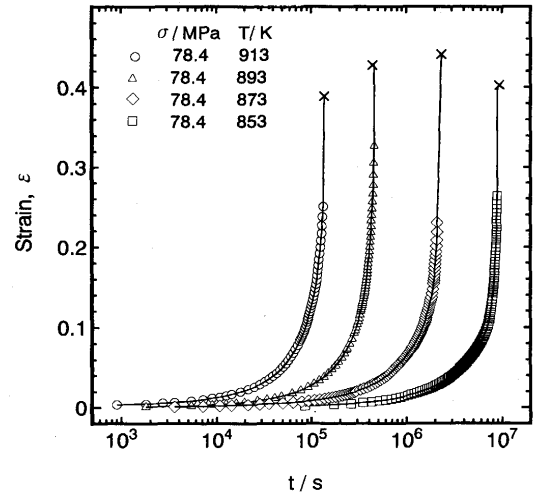


Fig. 2. Creep curve at various temperatures for a service-exposed material.

以降では、クリープ歪を規格化時間の関数として表わしたものを規格化クリープ曲線と呼ぶ。Fig. 3は未変形材, Fig. 4は予変形材, Fig. 5およびFig. 6は長時間使用材の規格化クリープ曲線で、これらの試験条件は図中に示してある。

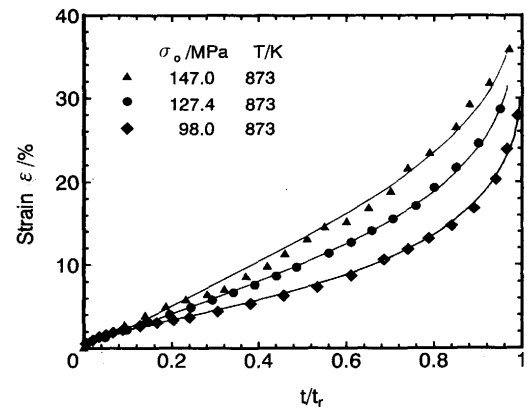


Fig. 3. Normalized creep curve at various stresses for a virgin material.

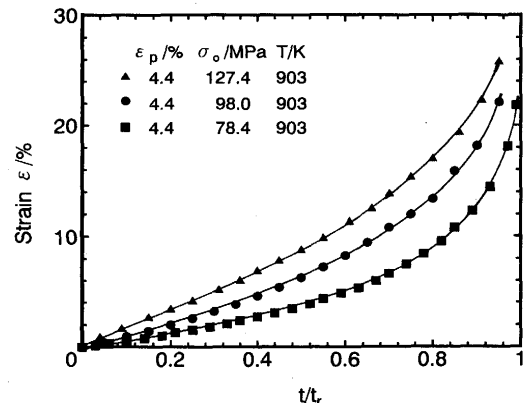


Fig. 4. Normalized creep curve at various stresses for a 4.4% prestrained material.

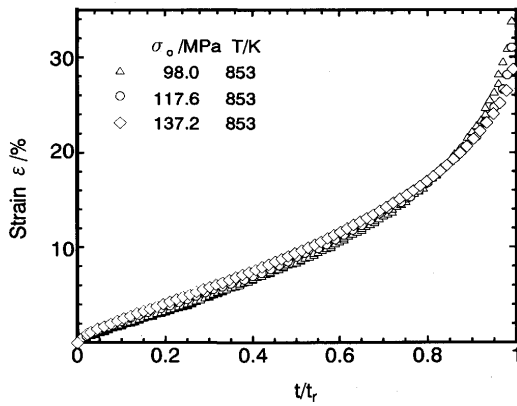


Fig. 5. Normalized creep curve at various stresses for a service-exposed material.

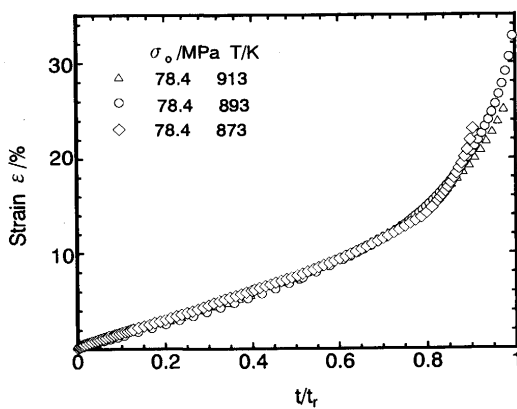


Fig. 6. Normalized creep curve at various temperatures for a service-exposed material.

Fig. 3, Fig. 4 および Fig. 5 は試験温度を固定して応力を変化させた場合の例で, Fig. 6 は試験応力を固定して試験温度を変化させた場合の例である。これらの図から長期間使用材の規格化クリープ曲線は温度および応力を変化させても狭いバンドの中に入るが, 注意深く見ると同じ応力の場合, 温度が高いほど, 同じ温度の場合は応力が高いほど同じ規格化時間の真歪が大きくなっていることが分かる。一方, 未使用材や予変形材では, Fig. 3 および Fig. 4 が示すように, 同じ規格化時間におけるクリープ歪が変形条件に強く依存し, 長時間使用材の規格化クリープ用線とは対照的な挙動を示す。図は省略するが, 長時間使用材のクリープ伸びおよび絞りの変形条件や試験片が受けた履歴によってほとんど影響を受けないことが確認された。

#### 4・2 歪速度の対数と真歪との関係

未使用材や予変形材では, 歪速度の対数と真歪との間に線型の関係が成立する<sup>7)10)</sup>。ここでは, 長時間使用材においても同様の関係が成立するかどうかを検討する。Fig. 7 および Fig. 8 は長時間使用材における歪速度の対数と真歪の関係である。前者においては温度を一定にして応力を変化させた場合, 後者においては応力を一定にして温度を変化させた場合の例である。前報<sup>7)</sup>で示した予変形材の場合に比して,

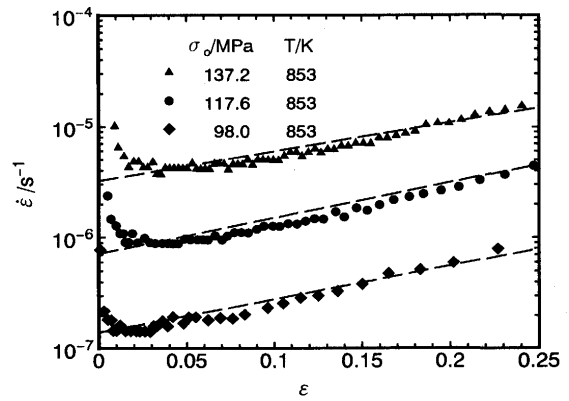


Fig. 7. Logarithm of creep rate plotted against true strain at various stresses for a service-exposed material.

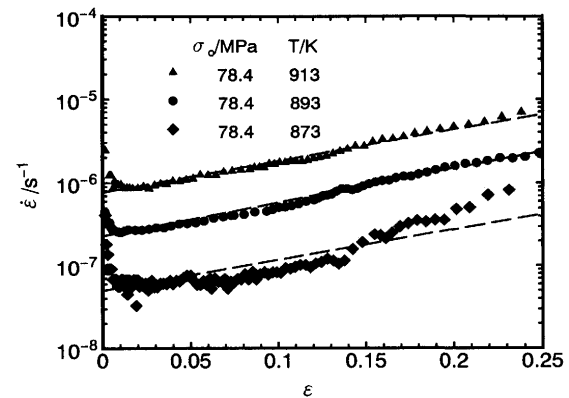


Fig. 8. Logarithm of creep rate plotted against true strain at various temperatures for a service-exposed material.

低歪域では直線から外れているのが目立つが, それでも広い歪域において式(1)が成立している。図中の破線は最小自乗法で決定した歪速度の対数と真歪との関係である。計算に当たっては, 試験片のくびれが生じていると考えられる歪域 ( $\epsilon > 0.3 \pm 0.05$ ) を除く全ての測定点を等価と見なした。その理由は第一次クリープ歪に属するデータを除いて計算処理する方法も考えられるが<sup>3)</sup>, 第一次クリープ歪を決定する客観的な方法がないからである。これらの図から明らかなように, 式(1)における仮想的初期歪速度 $\dot{\epsilon}_0$ および歪速度加速因子Sは応力および温度に依存し,  $\dot{\epsilon}_0$ は応力が高いほど増加するが, Sは応力が高いほど小さくなることが分かる。また, 温度について見れば,  $\dot{\epsilon}_0$ は温度が高くなるほど大きくなるのに対し, Sは温度の影響が小さく, 温度が高くなるとむしろ小さくなる傾向が認められる。

#### 4・3 仮想的初期歪速度の応力および温度依存性

仮想的初期歪速度の応力および温度依存性をFig. 9 および Fig. 10 に示す。Fig. 9 から分かるように, 仮想的初期歪速度は応力のべき乗に比例する。Fig. 9 の直線の勾配n, すなわち, 応力指数はおよそ9.5で, 予変形材や未使用材で得られ

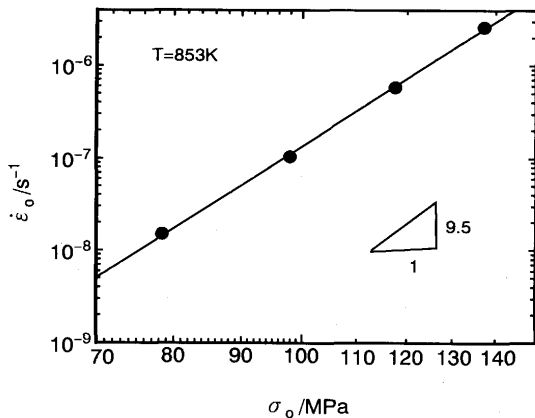


Fig. 9. Relation between imaginary initial creep rate and initial stress for a service-exposed material.

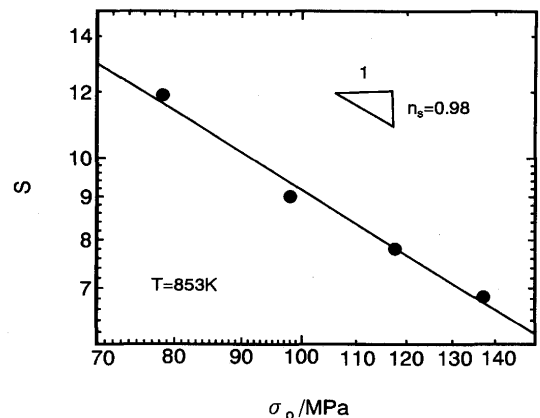


Fig. 11. Relation between strain rate acceleration factor and initial stress at 853K for a service-exposed material.

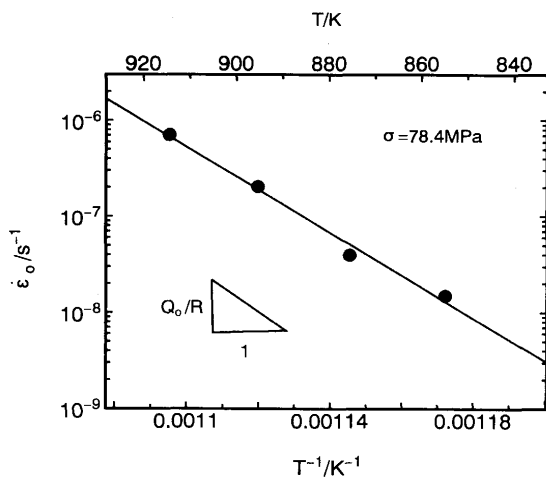


Fig. 10. Relation between imaginary initial creep rate and the reciprocal of temperature for a service-exposed material.

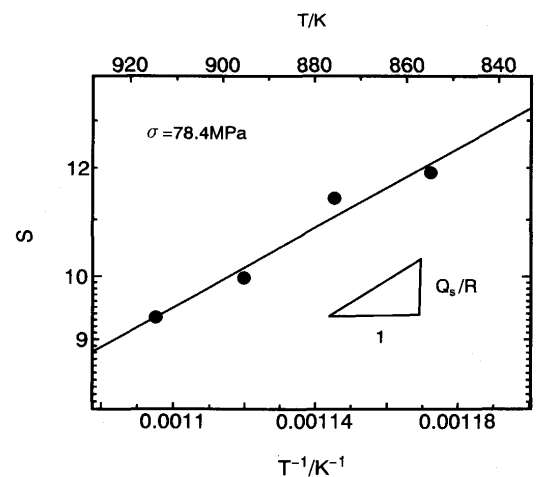


Fig. 12. Relation between strain rate acceleration factor and temperature at 78.4MPa for a service-exposed material.

た仮想的初期歪速度の応力指数9.7<sup>7)</sup>と実質的には同じ値である。Fig.10は仮想的初期歪速度のアレニウスプロットである。図から得られる見掛けの活性化エネルギーは429kJ/molで、この値も予変形材の値、すなわち、400kJ/mol<sup>7)</sup>と実質的に等しい。以上の結果から、長時間使用材の仮想的初期歪速度は以下のように表すことができる。

$$\dot{\epsilon}_0 = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここに、 $A_0$ は温度および応力に依存しない定数で、その値は $2.5s^{-1}$ 、 $\sigma_0$ は初期応力である。

#### 4・4 歪速度加速因子の応力および温度依存性

歪速度加速因子S値の初期応力依存性をFig.11に示す。Fig.11から明らかなようにS値は応力の増加とともに減少する。図から得られた直線の傾き $n_s$ 値は約1で、予変形材の $n_s$ 値<sup>10)</sup>、約2よりも小さい。Fig.12はS値のアレニウスプロットで、図からSの温度依存性パラメーターとして $Q_s=24.0kJ/mol$ の値が得られる。この値は予変形材の値、 $28.4kJ/mol$ <sup>10)</sup>

と実質的に等しい。以上の結果を式で表現すると以下のようになる。

$$S = A_s \sigma_0^{-n_s} \exp(Q_s/RT) \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここに、 $A_s$ は温度および応力に依存しない定数で、31.5である。

## 5. 討論

### 5・1 組織の劣化にともなう仮想的初期歪速度の変化

予変形材のクリープ特性については詳細に調べて前報<sup>7)</sup>で報告した。ここでは予変形材の結果と長時間使用材の結果とを比較し、式(1)におけるどの因子が組織の劣化で変化するかを検討する。Fig.13は温度で規格化した予変形材および長時間使用材の仮想的初期歪速度と応力との関係を両対数グラフに図示したもので、縦軸は $\dot{\epsilon}_0 \exp(Q_0/RT)$ 、横軸は応力である。4・3節で述べたように、長時間使用材の $Q_0$

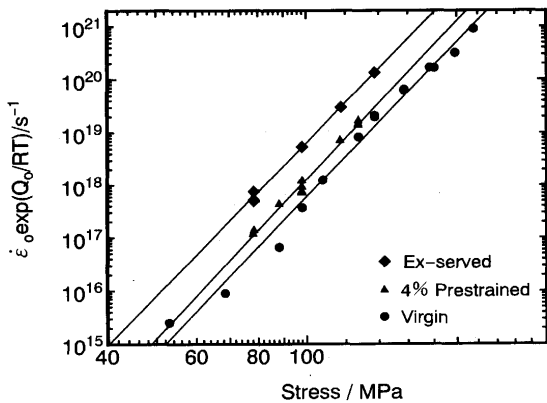


Fig. 13. Relation between temperature compensated imaginary initial creep rate and initial stress.

およびn値は予変形材の値とほぼ同じ値である。したがって、予変形材も長時間使用材もそれぞれ一本の直線で表すことができ、Fig.13から $Q_0$ およびnの値が組織の劣化度に依存しないこと、組織の劣化で影響を受けるのは $A_0$ のみであることが分かる。これらの事実は組織の劣化度で変形機構それ自身は変化しないことを意味している。また、仮想的初期歪速度は実質的に最小クリープ速度に近いから、劣化材のクリープ試験をしたときに最小クリープ速度が大きい材料は組織の劣化が進んでいることを意味し、劣化程度を知る目安として最小クリープ速度を使うこと<sup>11)</sup>の正当性を示している。

5・2 組織の劣化にともなう規格化クリープ曲線の変化

式(4)を念頭においてFig. 3～6を眺めると次の二つのことが言える。すなわち、(1)規格化クリープ時間が同じであってもクリープ歪が大きいことは、S値が小さいこと、(2)S値の応力および温度依存性が大きい材料は、規格化クリープ曲線において、クリープ歪の変形条件依存性が大きくなることである。この二つの観点からFig. 3～6を眺めると、予変形材では同じ $t/t_r$ に対するクリープ歪が変形条件で相違しているの、予変形材は長時間使用材に比してS値の応力および温度依存性が大きいことが示唆される。同じことであるが、長時間使用材では規格化クリープ時間に関係なくクリープ歪の差が小さく規格化クリープ曲線が狭い帯のなかで重なり合っている。この事実は長時間使用材のS値が予変形材に比して変形条件に強く依存しないことを示している。

5・3 組織の劣化にともなうS値の変化

4・4節で示したように、実機使用材の歪速度加速因子Sは式(6)で表わされる。一方、予変形材の歪速度加速因子は別報<sup>10)</sup>で報告したように式(7)で表わされる。

$$S = A_s \exp(m_s \epsilon_p) \sigma_0^{-n_s} \exp\left(\frac{Q_s}{RT}\right) \dots\dots\dots (7)$$

ここに、 $A_s$ は定数でその値は6900、 $\epsilon_p$ は予変形歪、 $m_s$ は定

数で、予変形の条件が応力117.6MPa、温度が873Kのとき、その値は0.58ある。また、 $n_s$ および $Q_s$ は定数で、その値はそれぞれ2.2および28.4kJ/molである。

実機使用材と未変形材のクリープ挙動を比較する場合は、式(7)において $\epsilon_p$ をゼロとすれば良い。この場合、実機使用材も未変形材もSの値は同じ形式で表わされる。いま、 $A_s \exp(m_s \epsilon_p)$ を一つの定数、 $A_s$ と見なすならば、予変形歪によって $A_s$ が増加し、その結果として歪速度加速因子が増大すると見ることができる。

式(6)および式(7)を基にして実機使用材と未使用材の特性を比較すると、実機使用材の $A_s$ 値(31.5)が未使用材の $A_s$ 値に比べて著しく小さいこと、実機使用材の $n_s$ 値(0.98)は未使用材の $n_s$ 値に比べて小さいことが分かる。また、既に指摘したように組織劣化度は $Q_s$ の値に実質的な影響を及ぼさない。これらの結果を基にしてS値の絶対値を比較すると、初期応力がおよそ130MPa以下では未使用材のS値が実機使用材のS値よりも大きいこと、両者の差は応力が低下するほど大きくなることが結論される。

これまで見てきたように、歪速度加速因子は組織の劣化度に依存する。しかし、予変形材と実機使用材では製造ロットが異なっているの、材料組成が仕様規程の範囲内で異なり、その僅かな化学組成の差や熱処理条件の相違によってS値の大きさに差が生じている可能性も残されている。以下では、組織の劣化でS値が低下することが本質的な現象であるか否かについて検討する。

上記の事項を確かめるには同一の試料を用いて組織の劣化でS値が低下するか否かを確かめる必要がある。著者らは人為的に組織を劣化させた2.25Cr-1Mo鋼(SCMV4)のクリープ挙動を以前に報告した<sup>12)</sup>。ここではそのときのクリープ曲線を新たに解析した結果をFig.14に示す。供試材の化学組成は重量百分率でC:0.12, S:0.21, Mn:0.43, P:0.006, Cr:2.50, Mo:1.07, Fe:Balである。クリープ変形前に施した時効温度は873K、時効時間は $3.6 \times 10^5$ s(100時間)、 $3.6 \times 10^6$ s(1000時間)および $2.89 \times 10^7$ s(8000時間)で

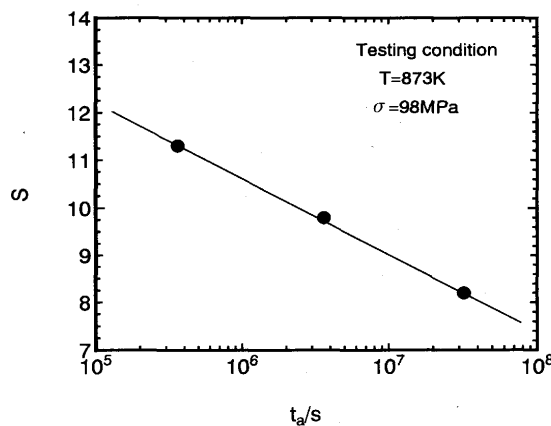


Fig. 14. Relation between strain rate acceleration factor and aging time at 873K.

ある。S値は応力98MPa, 温度873Kのクリープ曲線を解析して得た。

Fig.14から明らかのように, S値は時効にともなう組織の劣化によって減少している。2.25Cr-1Mo鋼のクリープ挙動は熱処理過程, すなわち前組織に敏感であることが知られている<sup>13)14)</sup>。これは2.25Cr-1Mo鋼の組織が冷却速度に依存し, フェライト・ペーナイト組織あるいはフェライト・パーライト組織になること, これらの組織を持つ材料は高応力短時間側と低応力長時間側で異なったクリープ挙動をすること, フェライト中の析出物の大きさが焼準焼もどし材と焼なまし材では異なっていることなどに関係している<sup>13)14)</sup>。従って, SCM4のクリープ挙動から実機使用材(STBA24)のクリープ挙動を類推して一律に論じることは本来適切ではない。しかし, SCM4材の変形前組織はフェライト・パーライト組織であることを確認しているため, Fig.14の結果がSTBA24のS値に及ぼす組織劣化の影響を模擬していると考えることが許されるであろう。換言すれば, 実機使用材のS値が未使用材のS値よりも小さいのは, 化学組成の差や変形前組織の差によるものではなく, 長時間の使用中に生じた本質的な変化と考えて良いであろう。

## 6. 結論

長時間使用材の組織劣化度を定量化する目的で, 約11年間実機で使用した2.25Cr-1Mo鋼と加速時効を施した同種の鋼の定荷重クリープ試験を行なった。その結果を未使用材の結果と比較して以下の結論を得た。

1) 長時間使用材 (実機使用材), 未使用材, 予変形材, 時効材のいずれにおいても, 広い歪域にわたって歪速度の対数と真歪との間には以下の関係が得られた。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + S\epsilon$$

ここに,  $\dot{\epsilon}$ は刻々の歪速度,  $\dot{\epsilon}_0$ は仮想的初期歪速度, Sは歪速度加速因子である。

2) 仮想的初期歪速度は, 予変形材や未使用材のそれと同様に以下のように表わされる。

$$\dot{\epsilon}_0 = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT)$$

ここに,  $A_0$ は定数,  $\sigma_0$ は初期応力,  $Q_0$ は429kJ/mol,  $n$ は9.5である。これらの定数のうち,  $n$ と $Q_0$ は未使用材の値と実質的に同じであり, 組織の劣化で変形機構は変化しない。組織の劣化によって変化するのは $A_0$ のみで, 実機で11年間使用したことにより,  $A_0$ は約5倍に増加した。

3) 歪速度加速因子は次式のように表される。

$$S = A_s \sigma_0^{-n_s} \exp(Q_s/RT)$$

ここに,  $A_s$ は定数,  $n_s$ は0.98である。組織劣化材の $A_s$ および $n_s$ は組織の劣化速度が進むと減少するが,  $Q_s$ は24kJ/molで組織の劣化に依存しない。

4)  $A_0$ ,  $A_s$ ,  $n_s$ は組織の劣化度に依存するので, これらの値を用いて実機使用材の組織劣化度を定量化することができる。

本研究の一部は, 文部省科学研究費, [一般研究(C), 平成6年度]の補助を受けて行われた。ここにそのことを記して感謝の意を表します。

## 文 献

- 1) 木原重光: 防食技術, **38** (1989), p.168
- 2) F.R.Larson and J.Miller: Trans. ASME, **74** (1952), p.765
- 3) R.L.Orr, O.D.Sherby, and J.E.Dorn: Trans. ASME, **46** (1954), p.113
- 4) S.S.Manson and A.M.Haferd: NASA TN2890, Mar (1952)
- 5) R.W.Evans, J.D.Parker and B.Wilshire: Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B.Wilshire and D.R.J.Owen, (1982), p.135 [Pineridge Press, Swansea (UK)]
- 6) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 材料, **34** (1985), p.1289
- 7) 石 建中, 遠藤孝雄: 鉄と鋼, **80** (1994), p.795
- 8) M. Prager: Proc. of 10th Int. Conf. on Strength of Materials (Sendai), JIM, (1994), p.571
- 9) T. Endo and J. Shi: Proc. of 10th Int. Conf. on Strength of Materials (Sendai), JIM, (1994), p.665
- 10) J. Shi and T. Endo: Scripta Met. et Mater, **32** (1995), p.1159
- 11) T. Endo, K. Tai and F. Masuyama: Proc. of 7 the JIM Symposium, Aspect of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Materials (Nagoya), JIM, (1993), p.35
- 12) 戴 国政, 増山不二光, 遠藤孝雄: 日本金属学会第III総合分科会シンポジウム「高温の力学的挙動」, 名古屋, (1992), p.28
- 13) 行俊照夫, 西田和彦: 鉄と鋼, **59** (1973), p.1113
- 14) 行俊照夫, 西田和彦: 材料, **21** (1973), p.204