

定荷重クリープにおける 仮想的初期歪速度と歪速度加速因子の意味

遠藤 孝雄*・石 建中*²・増山 不二光*³

Significance of Imaginary Initial Strain Rate and Strain Rate Acceleration Factor in a Constant Load Creep

Takao ENDO, Jianzhong SHI and Fujimitsu MASUYAMA

Synopsis : It has been recognized that the logarithm of creep rate varies linearly with true strain in a constant load creep. This empirical law is valid over a wide range of strain and is expressed by a following equation; $\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + S\epsilon$, where, $\dot{\epsilon}$ is the strain rate, $\dot{\epsilon}_0$ is the imaginary initial strain rate, S is the strain rate acceleration factor and ϵ is the true strain. This equation has a potential as a powerful tool for creep life and remaining life assessment technology. In the present paper, the physical significance of the two parameters, i. e., $\dot{\epsilon}_0$ and S , and their stress and temperature dependences were examined by a simple thought experiment and dislocation models. It was made clear that the imaginary initial creep rate is identical principally with a steady-state creep rate and the stress dependence of S is determined mainly by the work-hardening during creep.

Key words : creep, creep life; remaining creep life, omega method, imaginary initial strain rate, strain rate acceleration factor.

1. 緒言

一般にクリープ試験は一定応力または一定荷重方式で行われる。前者は主として変形機構の解明を目的とする場合に用いられ、後者は設計に必要なデータを得る目的や開発中の材料評価の手段として用いられる。後者の場合、定常クリープを得ることができないので変形機構の解明には適していない。それゆえ、長時間にわたる定荷重クリープ試験を行っても破断寿命と伸びのみを収録する場合がすくなくない。また、クリープ破断時間と応力および温度との関係を記述するために、種々のパラメーター法^{1)~3)}が提案されてきたが、パラメーター法に含まれている定数の物理的意味は甚だ曖昧である⁴⁾。

近年、歪速度の対数と真歪との間に線型の関係があることが認識され^{4)~9)}、定荷重クリープの挙動を定量的に記述できる可能性が示された^{4)~9)}。Prager⁷⁾はこの関係に注目するクリープ挙動の解析法を Ω 法と名付けている。 Ω 法の特徴は Θ 投影法^{10)~12)}と対比させると分かり易い。従来、 Θ 投影法を除けばクリープ曲線全体からの情報をクリープ寿命の推定に用いることはなかった。その点において、 Θ 投影法は時代を画する功績がある。

丸山ら¹²⁾は Θ 投影法に用いられるパラメーターの物理的意味を明らかにしようと試み、かなりの成果を収めている。

しかし、 Θ 投影法に用いられる3または4個のパラメーターは、本来クリープ曲線の形状を規定する値で、変形の機構と直接結び付けることは容易ではない。一方、 Ω 法では、僅か2つのパラメーターでクリープ曲線やクリープ寿命を表すことができ^{4)~9)}、僅か1個のパラメーターで規格化クリープ曲線の特徴を記述することができる⁴⁾。加えて、これらのパラメーターは明確な物理的な意味を有している可能性がある。本報告では、この2個のパラメーター、すなわち仮想的初期歪速度と歪速度加速因子の物理的意味について検討し、その結果を報告する。

2. 定荷重クリープ挙動の特徴

著者らは2.25Cr-1Mo鋼の定加重クリープ試験において、歪速度の対数と真歪との間に線型の関係が成立することを報告した^{4)~6)8)9)}。この関係は式(1)で表される。同様の関係は増山¹³⁾、Prager⁷⁾も報告しており、定荷重クリープ試験においては一般性の高い関係と考えられる。

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

ここに、 $\dot{\epsilon}$ は刻々の歪速度、 $\dot{\epsilon}_0$ は歪がゼロのときの歪速度で、以後仮想的初期歪速度と呼ぶ。 S は単位歪の増加に対する歪速度の増加を表わしているので歪速度加速因子と呼ぶ。式

平成7年3月16日受付 平成7年5月26日受理 (Received on Mar. 16, 1995; Accepted on May 26, 1995)

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

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

* 3 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

(1)が成立すると、クリープ破断寿命、 t_r は式(2)で与えられ、この式の有用性は実験的にも検証されており^{4)6)~9)}、 $\dot{\epsilon}_0$ およびSの値は組織の劣化度を判定する目安になる⁴⁾。

$$t_r = 1 / S \dot{\epsilon}_0 \dots \dots \dots (2)$$

3. 式(1)の検討

3.1 予歪影響因子 (m_0 値) とS値の同質性

前報⁶⁾⁷⁾で示したように予変形材を受けた2.25Cr-1Mo鋼の定荷重クリープ試験では、式(1)の仮想的初期歪速度が次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon}_0 = A_0 \exp(m_0 \epsilon_p) \cdot \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \dots \dots \dots (3)$$

ここに、 σ_0 は予クリープ変形をする前の断面積で計算した初期応力、 ϵ_p はクリープ変形で与えられた予歪、 m_0 は予歪影響因子で、予クリープの応力が117.6MPa、温度が873Kの場合、 m_0 の値は10.1である。また、 n は応力指数でおよそ9.7、 Q_0 は活性化エネルギーで約400kJ/mol、 A_0 は定数である。ここで、機械的組織因子Aを以下のように定義する。

$$A = A_0 \exp(m_0 \epsilon_p) \dots \dots \dots (4)$$

式(4)から明らかなように、 A_0 は予変形歪がゼロのときの機械的組織因子であるから、未使用材の機械的組織因子である。式(3)および式(4)が示しているように、応力指数 n および Q_0 は予変形歪に依存せず、機械的組織因子のみが予変形によって変化する。また、実機で11年間使用した抜管材のクリープ挙動を解析した結果、機械的組織因子と歪速度加速因子の大きさが変化するだけで、応力指数 n および Q_0 は変化しないことも明らかにされている⁴⁾。実機長時間使用材の析出物は未使用材の析出物に比べると凝集・粗大化が進んでいるから、応力指数 n および Q_0 は組織の劣化度にも依存しないことを意味している。

式(3)の右辺において、予歪に依存する指数項を除いた部分を $\dot{\epsilon}_{00}$ で表すと、式(5)が得られる。

$$\ln \dot{\epsilon}_0 = \ln \dot{\epsilon}_{00} + m_0 \epsilon_p \dots \dots \dots (5)$$

ここに、 $\dot{\epsilon}_{00}$ は次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon}_{00} = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \dots \dots \dots (6)$$

式(1)と式(5)を比較すると歪速度の歪依存性が同じ形をしていることが分かる。このことから $\dot{\epsilon}_{00}$ の大きさに及ぼす予歪の影響を支配している機構と $\dot{\epsilon}_0$ の大きさに及ぼすクリープ歪の影響を支配している機構は同一の機構であることが示唆される。 m_0 とSとの比較は次のようにして行った。まず、クリープ試験(応力:117.6MPa、温度:873K)で種々の予歪(4~12%)を与えた試験片を用意する。続いて、これらの試験片を再負荷クリープすると仮想的初期歪

速度 $\dot{\epsilon}_0$ と歪速度因子Sが決定できる。このようにして得られた $\dot{\epsilon}_0$ の対数を予クリープ歪に対して図示すると直線が得られ、その勾配が m_0 値である。式(3)が示しているように、 m_0 値は再負荷クリープ条件に依存しない。一方、S値はクリープ条件に依存するが、予クリープと同じ条件で未使用材のS値を決定するとその値は実験誤差の範囲内で m_0 値と一致することが³⁾確かめられている⁶⁾⁸⁾⁹⁾。これらのことから、 m_0 とSは同じ物理的意味を持っていると推論される。

3.2 クリープ中の加工硬化と加工軟化

議論を簡単にするために、予歪がない場合を考える。この場合、式(1)の仮想的初期歪速度は次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon}_0 = A_0 \cdot \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \dots \dots \dots (7)$$

式(7)における初期応力 σ_0 は初期断面積を基準にした応力である。ここで、試験片の体積が一定であることを考慮すると、真歪が ϵ のときの真応力 σ は次式で与えられる。

$$\sigma = \sigma_0 \exp(\epsilon) \dots \dots \dots (8)$$

式(7)および式(8)を式(1)に代入すると以下のようになる。

$$\dot{\epsilon} = [A_0 \cdot \sigma^n \exp(-Q_0/RT)] \exp(S^* \epsilon) \dots \dots \dots (9)$$

ここに S^* は次式で定義される。

$$S^* = (s - n) \dots \dots \dots (10)$$

式(9)において、右辺の大括弧で囲まれた部分は温度と応力が一定であれば、一定の値である。従って、 S^* が正の場合、真応力 σ が一定に保たれていても、歪の増加にともなって歪速度は増加する。このことは定応力クリープ曲線の加速クリープ域に相当する。一方、 S^* が負の場合は、真応力 σ が一定であっても、歪の増加につれて歪速度は減少する。従って、この状態は正常クリープ曲線(normal creep curve)の遷移クリープに相当する。上記の両者の間、即ち、 $S^* = 0$ の場合は歪速度が歪に依存しないから、定常クリープである。このように考えると、式(9)の大括弧で囲った部分が定応力クリープ試験における定常クリープ速度に対応することが分かる。

3.3 仮想的初期歪速度と定常クリープ速度との関係

3.3.1 $\dot{\epsilon}_0$ が $\dot{\epsilon}_s$ と一致する場合

3.2節において、原理的には仮想的初期歪速度が定常クリープ速度に一致することを指摘した。ここでは、別の観点から、仮想的初期歪速度の物理的意味を検討する。

Fig.1は温度が一定の下で同じ材料に同じ初期応力を負荷したときの定荷重クリープ曲線と定応力クリープ曲線を模式的に示したものである。この図を基にして歪速度の対数と真歪との関係を図示するとFig.2が得られたとする。Fig.2の曲線(a)は定応力クリープ試験の場合、(b)は定荷重クリープの場合である。図において同じ真歪の定荷重クリ

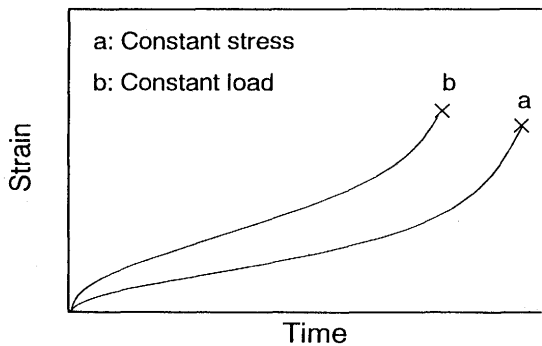


Fig. 1. Schematic illustration of creep curves. The symbols (a) and (b) denote that creep tests were run under a constant stress and a constant load, respectively.

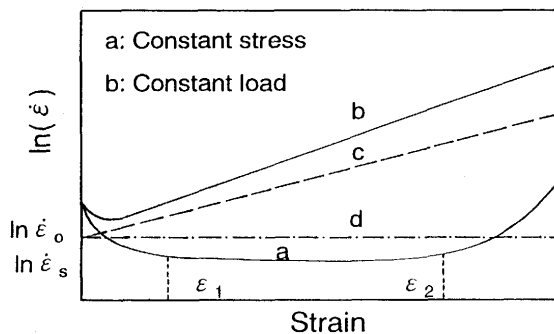


Fig. 2. Schematic illustration of logarithm of strain rate plotted against true strain. The symbols (a) and (b) designate that the former is for a constant stress creep and the latter is for a constant load creep, respectively. The line (c) represents a contribution to the strain rate due to the increase in true stress. The difference between the lines (b) and (c) is the strain rate increase due to the sub-structural change. The horizontal line (d) shows the steady-state creep rate in which the effects of change in stress and sub-structure are subtracted from the line (b).

ープ速度が定応力クリープ試験のそれに比して大きいのは試験片の伸びにともなって応力が増加するからである。

曲線(a)には広い歪領域にわたって直線で近似できる部分があり、これは既に述べたように次式で表される。

$$\dot{\epsilon} = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \exp(S\epsilon) \quad \dots\dots\dots (11)$$

ここに、 σ_0 は初期応力である。式(11)は次式のように表される。

$$\dot{\epsilon} = A_0 \sigma_0^n \exp(-Q_0/RT) \exp[(s-n)\epsilon] \exp(n\epsilon) \quad \dots\dots\dots (12)$$

定荷重クリープ中に歪速度が変化する理由として歪の増加にともなう真応力の増加と下部組織変化にともなう歪速度の変化が考えられる。3・1節で述べたように、応力指数nは予歪にもクリープ歪にも依存しない。それゆえ、真応力が式(8)に従って増加すれば、真歪が ϵ のときの歪速度は、応力が σ_0 のときの歪速度($\dot{\epsilon}_0$)の $\exp(n\epsilon)$ 倍になる。こ

で、 $A = A_0 \exp[(s-n)\epsilon]$ と置き、式(8)を用いると次式を得る。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp(-Q_0/RT) \quad \dots\dots\dots (13)$$

式(13)は、機械的組織因子が A_0 からAに変化した材料に一定の真応力 σ を負荷したときのクリープ速度と見なすことができる。換言すれば、定荷重クリープ試験でクリープ歪が ϵ に到達すると機械的組織因子が A_0 からAに変化することを意味している。ここで、式(12)の対数をとれば次式が得られる。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + S^* \epsilon + n\epsilon \quad \dots\dots\dots (14)$$

式(14)の右辺第2項は組織変化が歪速度の対数に与える寄与、右辺第3項は真応力の変化が歪速度の対数に与える寄与を表している。Fig. 2では式(14)における右辺第3項を勾配nの直線(c)で表した。このようにすると、下部組織の変化による歪速度への寄与、すなわち式(14)における右辺第2項は直線(b)と直線(c)の差として表すことができる。ここで、直線(b)から両者の寄与を差し引くと横軸に平行な直線(d)になり、その値は $\ln \dot{\epsilon}_0$ となる。 $\ln \dot{\epsilon}_0$ は歪に依存しないクリープ速度であるから、定常クリープ速度である。一方、定応力クリープ試験で歪速度が歪 ϵ_1 から ϵ_2 の間で一定であれば、ここは定常状態であるので、その歪速度を $\dot{\epsilon}_s$ で表し、図中にその値を示した。

ここで問題になるのは、 $\dot{\epsilon}_0$ が $\dot{\epsilon}_s$ と一致するか否かである。定常クリープは外部変数、すなわち応力と温度が同じであれば一意的に定まる値であるから、 $\dot{\epsilon}_0$ と $\dot{\epsilon}_s$ は一致しなければならない。

実際、式(6)および(7)は定常クリープ速度の状態方程式に良く似ている。一般に、定応力クリープ試験で観察される定常クリープ速度は式(15)で表される。

$$\dot{\epsilon}_s = B \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad \dots\dots\dots (15)$$

ここに、Bは定数、 σ は真応力、nは応力指数、Qは活性化エネルギーで、一般に自己拡散の活性化エネルギーに近い値である¹⁴⁾。前報⁹⁾で示したように、 Q_0 の値はヤング率の温度依存性で補正すると約360kJ/molになり該当する温度における2.25Cr-1Mo鋼の自己拡散の活性化エネルギー、350kJ/mol¹⁴⁾に近い。また、本鋼におけるn値は温度、応力、予歪組織の劣化度に依存しない定数でおよそ9.7である⁴⁾⁶⁾⁸⁾。この値は鉄やフェライト鋼の定常状態の応力指数の値(n~7)に近い¹⁵⁾。これらのことは、仮想的初期歪速度の応力指数、nおよび活性化エネルギー、 Q_0 が定常クリープの応力指数、nおよびQとそれぞれ一致することを示唆しているが、今後実験的検討が望まれる。

3・3・2 $\dot{\epsilon}_0$ が $\dot{\epsilon}_s$ と一致しない場合

$\dot{\epsilon}_0$ が $\dot{\epsilon}_s$ と一致しない場合は、次のような場合である。例えば、熱間鍛造や熱間圧延では変形の開始時と変形終了時

では歪速度も温度も異なっている。このような場合、任意の時刻 t における温度および歪速度を T_a および $\dot{\epsilon}_a$ とすると、その時の変形応力 σ_a は T_a および $\dot{\epsilon}_a$ から期待した値よりも低いことが多い¹⁶⁾¹⁷⁾。これは外部変数（ここでは、 T_a および $\dot{\epsilon}_a$ ）が変化しても変形組織は外部変数の変化に追従できないので、変形組織は初期の状態に近いが、外部変数は T_a および $\dot{\epsilon}_a$ になっているためである。このような事実から分かるように、組織が外部変数の変化に追従できない塑性変形では変形履歴依存性が顕著になる。しかし、低歪速度のクリープ試験では $\dot{\epsilon}_0 = \dot{\epsilon}_s$ と考えて差し支えないであろう。 $\dot{\epsilon}_0$ が定常クリープ速度と一致しない他の例としてはクリープ変形中の酸化減肉による応力変化が大きい場合と、クリープ変形中に析出物の大きさ、分布、組成などが変化する長時間クリープ試験の場合である。これらの場合には、 S の値が徐々に変化するので、その結果として $\dot{\epsilon}_0$ は $\dot{\epsilon}_s$ と一致しない。従って、クリープ試験で長時間使用材の組織劣化度を判定するには加速試験（短時間クリープ試験）で $\dot{\epsilon}_0$ と S 値を決定し、同じ条件で測定した未使用材の値と比較する必要がある。

3・4 歪速度加速因子の物理的意味

既に述べたように、仮想的初期歪速度の応力指数 n および活性化エネルギー Q_0 は予歪や組織の劣化度によって影響を受けない定数で、組織の劣化度で変化するものは機械的組織因子のみである⁴⁾。これに対し、 S 値の応力依存性は組織の劣化度に依存する⁴⁾。便宜のために、 S 値の応力依存性をFig. 3に示す。図において、三角印は応力117.6MPa、温度873Kで4%の予歪を加えた場合、丸印は火力発電設備の過熱器用鋼管として11年間使用した抜管材の場合である。図から明らかなように、長時間使用材の応力依存性は予変形材のそれよりも小さい。 S 値はクリープ寿命を支配する重要な因子であるので、以下では簡単なモデルに基づき S 値の応力依存性を検討する。

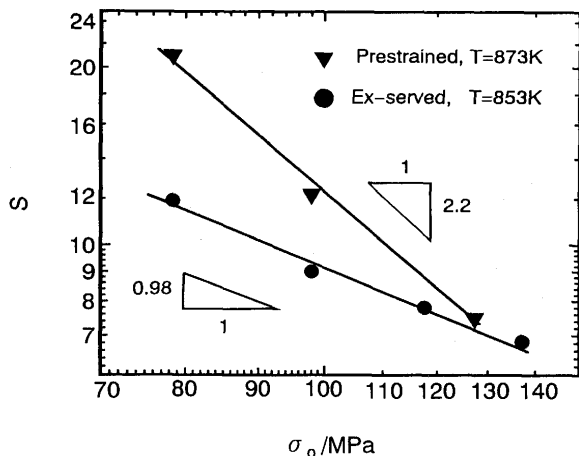


Fig. 3. Effect of stress on the strain rate acceleration factor of prestrained and ex-served 2.25Cr-1Mo steels.

3・4・1 未使用材および予変形材の場合

多くの耐熱鋼はマトリックスと原子半径差の大きいMoを含んでいる。また、Crは炭素と強い化学的相互作用を持つ原子で、I-Sクラスターを作り易い¹⁸⁾。このような場合、転位は溶質雰囲気粘性的に引きずる運動を考えると考えられるので、歪速度 $\dot{\epsilon}$ は式(16)で与えられるであろう。この式を基にして S の物理的意味について考える。

$$\dot{\epsilon} = M^{-1} \rho b v \quad \dots \dots \dots (16)$$

ここに、 ρ は運動転位密度、 b はバーガースベクトル、 v は転位速度、 M はテーラー因子である。

S 値の定義は次式で与えられる。

$$S = d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon \quad \dots \dots \dots (17)$$

式(16)と式(17)より S は以下のように与えられる。

$$S = d \ln \rho / d \epsilon + d \ln v / d \epsilon \quad \dots \dots \dots (18)$$

S 値の応力依存性を考えるに当たり、式(18)の右辺第一項を $S(\rho)$ 、右辺第二項を $S(v)$ で表して、最初に $S(v)$ について検討する。

ここで、転位が溶質雰囲気を引きずりながら粘性運動をしていると仮定すると、転位速度 v は以下のように表される¹⁹⁾²⁰⁾。

$$v = V_0 (\sigma^*)^{m^*} \quad \dots \dots \dots (19)$$

ここに、 V_0 は定数、 σ^* は有効応力、 m^* は転位速度の有効応力指数で、典型的な場合は、 $m^* = 1$ である²⁰⁾²¹⁾。式(18)と式(19)より $S(v)$ は以下のように表される。

$$S(v) = m^* (1/\sigma^*) (d\sigma^*/d\epsilon) \quad \dots \dots \dots (20)$$

いま、変形応力中の有効応力成分の大きさ、 σ^* を次式で表した場合について考える。

$$\sigma^* = f_0 \sigma \beta \quad \dots \dots \dots (21)$$

ここに、 β および f_0 は正の定数である。このように表すと、応力の増加につれて有効応力が増加する様子を表現できる。

式(8)から明らかなように真応力は歪とともに増加する。それゆえ有効応力も歪とともに増加する。これらのことを考慮すると、式(8)、(20)および(21)から $S(v)$ の値が $m^* \beta$ に等しいことが分かる。 m^* も β も1に近い値であるから $S(v)$ の値は1の程度と考えてよい。加速クリープ条件では S 値が5から20程度であるから、 $S(v)$ の S に対する寄与は $S(\rho)$ に比べて小さいと結論される。

続いて、 $S(\rho)$ の応力依存性を検討する。 $S(\rho)$ は歪の増加にともなう運動転位密度の変化率に関係している。転位密度が増加すると転位間の相互作用が増すので変形応力も増加する。変形応力 σ は転位密度と以下のように関係づけられる。

$$\sigma = \alpha G b M \sqrt{\rho} \quad \dots\dots\dots (22)$$

ここに、Gは剛性率、 α は0.5に近い定数である。

多結晶体の加工硬化は一般に放物線則に従うので変形応力は次式のように表すこともできる。

$$\sigma = k \sqrt{\epsilon} \quad \dots\dots\dots (23)$$

式(22)と式(23)との比較から、放物線則が成立するときには転位密度が歪に比例していることが示唆され、実際に低温で回復の影響が大きい領域では式(24)の関係が知られている²²⁾。いま、この比例定数をC'で表すと ρ は歪の関数として次式で表される。

$$\rho = C' \epsilon \quad \dots\dots\dots (24)$$

これらの式から放物線則が成立する場合は、次式を得る。

$$S(\rho) = C' (\alpha M G b / \sigma)^2 \quad \dots\dots\dots (25)$$

上式から明らかなように、S(ρ)は応力の2乗に逆比例する。以下ではS(ρ)の値を評価する。C'の値を評価するには以下のような方法が考えられる。2.25Cr-1Mo鋼の0.2%耐力は823Kにおいて160MPaで、引張り応力は283MPa程度である²³⁾。引張り応力に対応する歪が金属材料技術研究所のデータに示されていないので破断歪、0.43の1/3を採用してS(ρ)を評価すると応力が80から130MPaに変化する過程でS(ρ)は18~7に変化する。S(v)の値をも考慮すると、Sの値は19~8となる。この値は加速クリープ領域における実測値、5~20⁹⁾に近い値であり、応力依存性も予変形材や未使用材の応力依存性と一致している⁹⁾。

3.4.2 実機使用材の場合

長期間使用した材料のSは応力に逆比例する⁴⁾。また、村上らは長時間使用材には亜結晶粒が発達すると報告している²⁴⁾。増山らは2.25Cr-1Mo鋼材の長時間使用材において、マトリックス中のMoの濃度が低下することを報告している²⁵⁾。これらの事実は、長時間使用材では変形中に亜結晶粒が発達しやすいことを示している。それゆえ、このような場合のS値について以下で検討する。

いま、式(22)の関係をを使うと、S(ρ)は次式のようになる。

$$S(\rho) = (2/\sigma) (d\sigma/d\epsilon) \quad \dots\dots\dots (26)$$

ここに、 $d\sigma/d\epsilon$ は加工硬化率 Θ である。この式から Θ が一定の場合は、S(ρ)が応力に逆比例することが分かる。

転位が粘性的運動をする典型的な場合は亜結晶粒が形成されない²⁶⁾。これは転位が長距離の運動をする前に逆符号の転位に捕捉されて対消滅するからである²⁷⁾。しかし、直接観察の結果、亜結晶粒が観察されるという事実²⁴⁾は、転位が比較的長距離の運動をして亜結晶粒界に到達することを示唆している。それゆえ、転位が自由飛行する場合のモデルを援用することが許されるであろう。

いま、単位体積当たり δN 本の転位環が亜結晶の面積A(= πR^2)の程度を掃いたとすると歪の増分 $\delta\epsilon$ は次式で表される²⁵⁾。

$$\delta\epsilon = b M^{-1} A \delta N \quad \dots\dots\dots (27)$$

この時、転位密度の増加 $\delta\rho$ は次式で与えられる。

$$\delta\rho = 2 \pi R \delta N \quad \dots\dots\dots (28)$$

ここに、Rは亜結晶粒径の半径である。ここで、再び式(22)を仮定すると、 Θ の値は以下のように与えられる。

$$\Theta = \alpha^2 G^2 b M^3 / R \sigma \quad \dots\dots\dots (29)$$

多くの研究によって亜結晶粒径 Λ の値は応力に依存し、次式で表されることが知られている²⁹⁾。

$$\Lambda = 20 G b / \sigma \quad \dots\dots\dots (30)$$

式(26)、(29)および(30)を用いるとS(ρ)を評価できる。ここで、 $\alpha = 0.26^{30)}$ 、BCCの $M = 2^{31)}$ 、 $G(876K) = 2.0 \times 10^4$ MPaとしてS(ρ)を計算すると、応力が80から140MPaに変化すると、S(ρ)は27から15へと変化する。この値は実機使用材の実測値、12~7⁴⁾に近い値で、応力依存性も一致している。また、以上のモデルは、応力が一定であれば、歪速度の対数と真歪の間に線型の関係が成立する根拠を与えている。

4. 総括

2.25Cr-1Mo鋼の定加重クリープ試験において、歪速度の対数と真歪の間に線型の関係が存在し、この関係は式(1)で表現される。ここでは、簡単な思考実験と転位モデルで構成方程式に表れるパラメーターの物理的意味を考察し以下の結論を得た。

1) 定応力クリープ試験の定常クリープ速度と仮想的初期歪速度は、原理的には一致する。一致しない場合は、歪速度が速い場合、歪速度が低く、クリープ変形中に生じる析出物の大きさや分布、組成などの変化が顕著な場合、変形中の酸化減肉による応力増加が著しい場合などである。

2) クリープ変形中の加工硬化率が一定である場合と、加工硬化が放物線則に従う場合のS値を定式化してその大きさを調べた。その結果、前者においては、S値が応力の逆数に比例し、後者においては応力の2乗に逆比例することが分かった。モデルに基づくS値の大きさは実測値とほぼ一致する。

3) 仮想的初期歪速度と歪速度加速因子を用いて材料の組織劣化度を判定するには、長時間クリープ試験よりも短時間クリープ試験の方が望ましい。

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]の補助金を受けて行われた。そのことを記して

感謝の意を表します。

文 献

- 1) F.R.Larson and J.Miller : Trans. ASME, **74** (1952), p.765
- 2) R.L.Orr, O.D.Sherby and J.E.Dorn : Trans. ASME, **46** (1954), p.113
- 3) S.S.Manson and A.M.Haferd : NASA TN2890, Mar (1952)
- 4) 石 建中, 戴 国政, 遠藤孝雄 : 鉄と鋼, **81** (1995), p.839
- 5) 戴 国政, 増山不二光, 遠藤孝雄 : 鉄と鋼, **79** (1993), p.1115
- 6) 石 建中, 遠藤孝雄 : 鉄と鋼, **80** (1994), p.795
- 7) M.Prager : Proc. of 10th Int. Conf. on Strength of Materials, (Sendai), JIM, (1994), p.571
- 8) T.Endo and J.Shi : Proc. of 10th Int. Conf. on Strength of Materials, Sendai, JIM, (1994), p.665
- 9) J.Shi and T.Endo : Scripta Met. et Mater., **32** (1995), p.1159
- 10) R.W.Evans, J.D.Parker and B.Wilshir : Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B.Wilshire and D.R.J. Owen, (1982), p.135 [Pineridge Press, Swansea (UK)]
- 11) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪 : 材料, **34** (1985), p.1289
- 12) 丸山公一, 及川 洪 : 鉄と鋼, **73** (1987), p.26
- 12) 丸山公一 : 変形特性の予測と制御, 日本鉄鋼協会, (1994), p.492
- 13) F.Masuyama and M.Ohgami : Aspect of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Materials, ed. by H. Hosoi, H.Oikawa and K.Maruyama, JIM (1993), p.325
- 14) B.Million and J.Kucera : Kovove Mater., **22** (1984), p.372
- 15) H.J.Frost and M.F.Ashby : Deformation-Mechanism Maps, (1982), p.85
- 16) J.P.A.Immarigeon and J.J.Jonas : Acta Met., **19** (1971), p.1053
- 17) 井上栄治, 酒井 拓 : 日本金属学会誌, **55**, (1991), p.286
- 18) 門馬改三, 須藤 一 : 日本金属学会誌, **30**, (1966), p.28
- 19) T.Endo, T.Shimada and T.G.Langdon : Acta Met., **32** (1984), p.2097
- 20) T.Endo, M.Tasaki, M.Kubo and T.Shimada : Trans. JIM, **23** (1982), p.665
- 21) A.H.Cottrell and M. A. Jaswon : Proc. Phys. Soc., A199 (1949), p.104
- 22) A.S.Keh and S. Weisman : Electron Microscopy and Strength of Crystals, ed. by G. Thomas and J. Washburn, (1963), p.231
- 23) NRIM, Creep data sheet, No. 3B, p.2
- 24) 村上光一, 木原重光, 中代雅士, 中川幸也 : 材料とプロセス, **4** (1991), p.857
- 25) F.Masuyama, N.Nishimura and H.Haneda : ISIJ. Int., **30** (1990), p.540
- 26) 堀内 良, 大塚正久 : 日本金属学会誌, **35** (1971), p.406
- 27) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎 : 日本金属学会誌, **38** (1974), p.826
- 28) T.Endo and N.Marumo : Trans. JIM, **22**, (1981), p.848
- 29) R.W.Evans and B.Wilshire : Creep of metals and alloys, (1985), p.85 [The Institute of Metals]
- 30) J.D.Baird and B.Gale : Phil. Trans. Roy. Soc., A257 (1965), p.553
- 31) G.I.Taylor : J. Inst of Metals., **62** (1938), p.307