

3 次域までの長時間クリープ曲線の新しい 推定法

丸 山 公 一*・及 川 洪*²

A New Departure of Long Term Creep Curve Prediction up to the Tertiary Stage

Kouichi MARUYAMA and Hiroshi OIKAWA

1. は じ め に

高温高圧機器の使用温度および圧力の上昇と共に、長時間クリープ曲線の推定の必要性が増してくるものと考えられる。ここでは、3次域までのクリープ曲線を推定する最近の試みについて紹介する。

1-1 許容応力

構造材料をクリープ域で使用する高温高圧機器の設計は、一般に、米国機械学会 ASME コードに準拠した方法で行われる。設計の際にはまず最初に、使用する材料の許容応力を知る必要がある。ASME コードは 2 種類の許容応力基準を持っている。一つは S_0 と呼ばれるものであり、クリープ速度と破断応力のみから材料を評価している。しかし、最小クリープ速度および破断時間と歪みが同一でも、さまざまなクリープ曲線を描くことができる¹⁾。従つて、 S_0 では材料が十分に評価できない場合がありうる。

もう一つの許容応力基準 S_t はつぎの三つの応力のうちの最小値によつて決められる。(1) 設計使用時間 t_d で 1% の歪みを生ずる応力の最小値: $\sigma_{1\%}$, (2) t_d で 3 次クリープを開始する応力の最小値の 80%: $\sigma_{te}/1.25$, (3) t_d でクリープ破断する応力の最小値の 2/3: $\sigma_{ru}/1.5$ 。 S_0 では、実際の使用時間とは無関係に、10 万 h という設計使用時間を想定している。これに対して、 S_t では実際の使用時間が考慮されている。また、1% 歪む時間や 3 次クリープ開始点も検討対象としている。これらの点で、 S_t は S_0 より厳密に材料を評価しうるものとなつている。従つて、苛酷な条件で材料を使用する際には、 S_t を用いて設計の方が好ましいものと考えられる。ここでは、許容応力基準 S_t を念頭において話を進めていく。

1-2 長時間クリープ曲線の必要性

S_t を決定するのに必要な各応力値の例として、H46 鋼 (11.9Cr-0.47Mo-0.30V-0.26Nb 鋼) に対するもの

を Table 1 (a)²⁾ に示す。この例では、多くの場合にそう考えられているように、 $\sigma_{ru}/1.5$ が S_t を決めている。従つて、 S_t を議論する場合に、材料の破断特性のみを検討すれば十分であるかのように見える。しかし、長時間のクリープ曲線が推定できると便利なが多い。Table 1(a) で決定された S_t で H46 鋼を使用する場合に予想されるクリープ曲線が、Fig. 1(a)²⁾ に示されている。このようなクリープ曲線を描いておけば、許容応力下でその材料を使用するとどの程度安全なのかが一目瞭然に理解できる。

Fig. 1(a) を見ると 1% 歪むのに t_d の 6 倍の時間を要している。実際の許容応力は多くの試料で得た値の最小値によつて決められるので、大部分の材料は更に安全側にあることになる。従つて、ASME コードの S_t はかなり安全な基準であるように思われる。そこで例えば、許容応力 S'_t として、(1) t_d で 1% 歪みを生ずる応力: $\sigma_{1\%}(t_d)$, (2) $1.25 t_d$ で 3 次クリープを開始する応力: $\sigma_{te}(1.25 t_d)$, (3) $1.5 t_d$ でクリープ破断する応力: $\sigma_{ru}(1.5 t_d)$ の最小値を取つてみよう。 S'_t を決定するのに必要な各応力値が、Table 1(b) に示されてい

Table 1. Example of S_t criteria for H46 steel.

$t_d = 0.36 \text{ Gs } (10^5 \text{ h})$

(a) S_t : ASME Code Case N-47

T (K)	$\sigma_{1\%}$ (MPa)	$\sigma_{te}/1.25$ (MPa)	$\sigma_{ru}/1.5$ (MPa)
773	249	224	197*
798	190	152	134*
823	134	105	93*

(b) S'_t : Modified S_t

T (K)	$\sigma_{1\%}(t_d)$ (MPa)	$\sigma_{te}(1.25 t_d)$ (MPa)	$\sigma_{ru}(1.5 t_d)$ (MPa)	S'_t/S_t
773	249*	268	272	1.26
798	190	182*	185	1.36
823	134	125*	128	1.34

* The lowest among the three stresses.

昭和 61 年 5 月 19 日受付 (Received May 19, 1986) (依頼技術資料)

* 東北大学工学部助教授 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Sendai 980)

*² 東北大学工学部教授 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

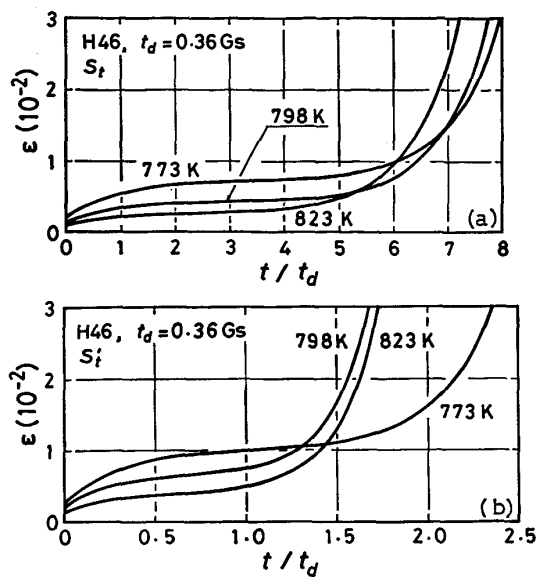


Fig. 1. Predicted creep curves for the (a) S_t ²⁾ and (b) S'_t values determined in Table 1.

る¹⁾. S'_t は, σ_{ru} ではなく, $\sigma_{1\%}$ か σ_{te} によつて決められる. この S'_t は特に工学的根拠のあるものではないが, 許容応力基準の取り方によつて σ_{ru} 以外のものが許容応力を決めることになりうることを示してくれる. また, σ_{ru} が S_t の決定で重要な理由は σ_{ru} に対する安全係数が 1.5 であるからに過ぎないことをも意味している. 引張強さなどに対する安全係数は, ASME コードの改訂と共に小さくなつてきた. 構造物が安全な条件で設計されるべきことはいふまでもないが, 安全係数を小さくすることが熱応力などの低減という利点を生んだことも過去に経験してきた事実である. これらのことを振り返れば, 1.5 という安全係数が今後も変わらないという保証はない. そのような事態になれば, 破断に関する情報のみでは不十分ということにもなりうる. 従つて, σ_{ru} のみでなく $\sigma_{1\%}$ や σ_{te} に関する十分なデータもそろえておくことはより望ましいものと考えられる. 長時間クリープ曲線を推定できるようにしておくと, これらの値を容易に得ることができる.

H46 鋼を S_t より約 30% 大きい S'_t で使用する際に予想されるクリープ曲線が, Fig. 1(b) に描いてある¹⁾. このような高い応力でも, t_d で生ずる歪みが 1% 以下で t_d を超えてもすぐには破断しないという要求は満たしている. 限界条件下で材料を使用しなければならないような事態も想定すると, どのような条件までその材料が使用可能かを十分に把握しておくことは有意義なことであろう. 長時間クリープ曲線推定法の確立は, このような検討も容易にしてくれる.

1.3 3 次域までのクリープ曲線の有為性

長時間のクリープ曲線を推定するためには, クリープ

曲線を数式的に記述しておかなければならない. 2 次域までのクリープ曲線を数式表示する試みは, 今までにも行われてきた. 以下の式はその代表例である.

$$\varepsilon = c\sigma^n t^m + \dot{\varepsilon}_m t \dots\dots\dots (1)$$

$$\varepsilon = c_1 t / (1 + c_2 t) + \dot{\varepsilon}_m t \dots\dots\dots (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = c_1 \{1 - \exp(-c_2 t)\} + c_3 \{1 - \exp(-c_4 t)\} + \dot{\varepsilon}_m \dots\dots\dots (3)$$

ここで, c , c_1 , c_2 , c_3 , c_4 , m , n は実験で決めなければならない材料定数, $\dot{\varepsilon}_m$ は最小クリープ速度である.

(2) や (3) 式の材料定数は, 実際には, 応力および温度の非常に複雑な関数である³⁾⁴⁾. これらの式は, 1 次および 2 次クリープ域に関する情報しか与えてくれない. 3 次クリープ開始点は, 工学的には, $\dot{\varepsilon}_m$ に平行で歪み軸方向に 0.2% ずれた直線と 3 次クリープ曲線との交点として定義される³⁾⁵⁾. 従つて, 上記の式でクリープ曲線を記述する場合には, σ_{te} を別個に決めなければならない. また, ニッケル基超耐熱合金のように, 3 次域でも使用される可能性のある材料もある⁵⁾. これらのことを考えれば, 3 次域までのクリープ曲線が簡単な式で記述できしかもその材料定数が応力・温度の単純な関数として表現できるならば, 3 次域まで記述するクリープ構成式を用いるほうがより有利であると考えられる.

最近 EVANS ら⁶⁾⁷⁾は, 3 次域までのクリープ曲線を記述する目的で, θ projection concept と呼ばれる方法を提案した. この方法は, まだ限られた事例しかないが, CrMoV 鋼^{1)2)6)8)~14)}, 2.25Cr-1Mo 鋼¹⁾¹⁵⁾, H46 鋼²⁾¹⁶⁾¹⁷⁾, アルミニウム合金¹⁸⁾¹⁹⁾, ニッケル基超合金²⁰⁾, セラミックス²¹⁾²²⁾への適用が試みられている. ここではそれらのいくつかを紹介することにする.

2. クリープ構成式

EVANS ら⁶⁾⁷⁾は, 3 次域までのクリープ曲線の構成式として, 次式を提案した.

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} \dots\dots\dots (4)^{12)}$$

ここで ε_i は瞬間伸び, θ_1 , θ_2 , θ_3 , θ_4 はクリープ曲線を最もよく再現するように最小自乗法で決定される材料定数である. この式は, 加工硬化 ((4) 式の第 1 項と第 2 項で表現され, Fig. 2 の点線のようなカーブを与える) と弱化 ((4) 式の第 3 項であり, Fig. 2 の一点鎖線のようなカーブを与える) という二つの緩和過程が, クリープ変形中に同時進行しているという考えに立っている. そして, クリープ歪みはこれら二つの現象による歪みの和として与えられる.

(4) 式のように 1 次クリープ曲線を一つの指数関数項のみを用いて記述する Garofalo 型の式²³⁾が, 以前には使われていた. しかし, 1 次クリープをより厳密に記述するには, (3) 式に示されている二つの指数関数項を

¹⁾ これらは, 文献 2) に報告されている結果を使つて推定されたものである.

¹²⁾ 文献 6) には (4) 式に基づく Fortran プログラムが付いている.

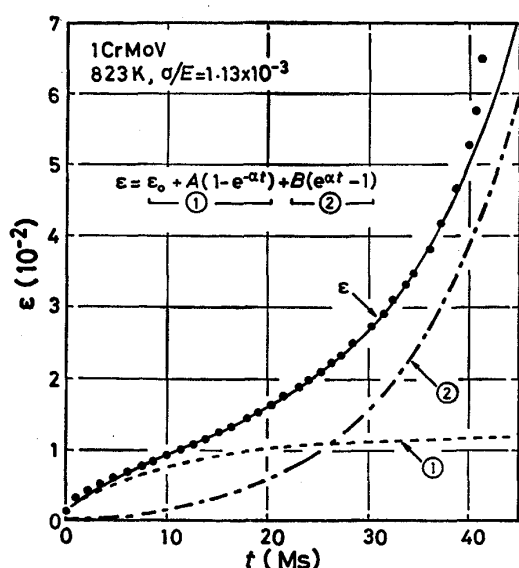


Fig. 2. Creep curves observed (dots) and calculated on the basis of eq. (6) (solid line).

持った Blackburn 型の式²³⁾が有利であることが知られている。このことは、硬化という緩和過程には異なる緩和時間を持つ複数の過程が含まれていることを示唆する。弱化過程としても、組織変化、回復、粒界移動や再結晶、ボイドの発生や成長、クラックの進展、試料のくびれなどさまざまなものが考えられる。従つて、クリープ構成式は、厳密には次式のように表現すべきであろう²⁴⁾。

$$\epsilon = \epsilon_i + A_1 \{1 - \exp(-a_1 t)\} + A_2 \{1 - \exp(-a_2 t)\} + B_1 \{\exp(b_1 t) - 1\} + B_2 \{\exp(b_2 t) - 1\} \dots \dots (5)$$

ここで A_1 , A_2 , B_1 , B_2 (以上のものを歪み係数と呼ぶことにする), a_1 , a_2 , b_1 , b_2 (以上のものを速度定数と呼ぶ) は材料定数である。ただし, $a_1 > a_2$, $b_1 > b_2$ とする。

(5)式のように多くの材料定数を含む場合には、それらをすべて実験で決定することは不可能に近い。(4)式では、(5)式の第2項と第3項を組み合わせたものが第2項となつている。詳細については何も述べられていないが、(5)式の第5項以降に相当する項は、(4)式では省略されているものと思われる。ところで、速度定数が大きい(5)式の第2項 (例えば低温でも見られる擬弾性) は、早期に飽和してしまう。従つて、変形ごく初期のことを重要視しなければ、(5)式の第1項と2項を組み合わせて定数 ϵ_0 に置き換えることができる。速度定数が小さい第5項以降 (例えばクラック進展や試料のくびれ) は、クリープのごく後期のことを無視すれば、省略可能である。筆者ら⁹⁾¹⁰⁾²⁴⁾ は、このような考えに立つて、つぎのようなクリープ構成式を提案した。

$$\epsilon = \epsilon_0 + A \{1 - \exp(-\alpha t)\} + B \{\exp(\alpha t) - 1\} \dots (6)$$

この式は、速度定数を一つ (α) しか含まないという点で、(4)式より単純化されている。 ϵ_0 は瞬間伸びそのものではなく、他の材料定数と同時に最小自乗法で決

定される値である。後述の Fig. 6 に示されているように、1CrMoV 鋼 (0.94Cr-1.10Mo-0.30V 鋼)⁹⁾¹⁰⁾ と H46 鋼¹⁶⁾ ではいずれも、 ϵ_0 は弾性歪みの約2倍の値であつた。Fig. 2 の実線は、●の点を用いて最小自乗法で決定された各材料定数を(6)式に代入して計算したクリープ曲線である。(6)式を用いても、1次域から3次域のかなりの部分までのクリープ曲線が、十分によく再現できることがわかる^{†3)}。以上のように、2次域までのクリープ構成式と同程度に単純な式で、3次域までの記述が可能である。

花島ら¹⁸⁾や木村ら²⁵⁾は、(4)や(6)式と少し違つた構成式を用いており、各研究者がそれぞれ別個の構成式で解析しているのが現状である。各構成式で同じデータを解析しどのような構成式が最も有利かを検討しておくことは、今後の課題のひとつであらう。

3. クリープ曲線と寿命の推定

3.1 材料定数の温度・応力依存性

加速試験の結果に基づいて長時間クリープ曲線を推定するためには、構成式の材料定数を低温あるいは低応力へ外挿しなければならない。従つて、各材料定数が単純なそして良く確立された関数形で表現できることは重要なことである。

(4)式の各材料定数と 応力 σ の関係 (1/2CrMoV 鋼 (0.38Cr-0.52Mo-0.27V 鋼)) を Fig. 3⁶⁾ に示す。図の応力範囲中では良い直線関係が成立しており、更に低応力までそのまま直線外挿できることが期待される。直線外挿で各材料定数を決定し、その値を(4)式に代入して計算されたクリープ曲線が、Fig. 4¹⁾ の実線として示されている。図中の●は他の実験者による独立な実測値である。両者の間に良い一致が見られる。Fig. 5⁶⁾ の実線は、推定クリープ曲線を用いて予測された最小クリー

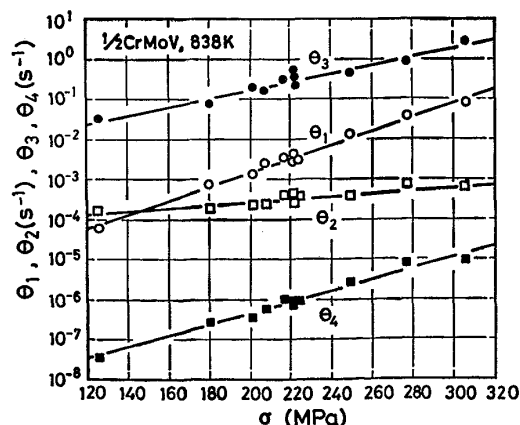


Fig. 3. Stress dependence of the material constants of eq. (4).

^{†3)} (6)式に基づく解析では定荷重試験で得られたものを対象としている。このような理由もあつて、Fig. 2 では、定応力でないことの影響が無視できなくなるクリープ後期のデータは材料定数決定に用いられていない。

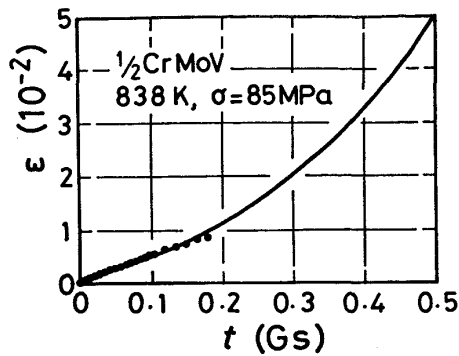


Fig. 4. Comparison between predicted (solid line) and observed (dots) creep curves¹⁾.

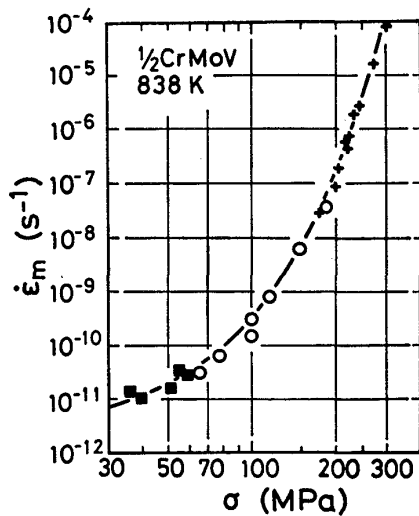


Fig. 5. Stress dependence of minimum creep rates⁶⁾. The solid line represents predicted values, and the marks are experimental ones.

ブ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と σ との関係である。+印が定数決定を行つた実験で実測された $\dot{\epsilon}_m$ で、○■は他の実験者が独立に得た実測値である。この例でも、両者は良く一致している。以上のように、(4)式を用いた長時間クリープ曲線推定法は、一応の成功をおさめている。

測定した材料定数を低応力へ外挿するためには、実測応力範囲で得られた関係がこの範囲外でも成立しているという保証が必要である。しかし、材料定数の応力依存性を記述する関数形は、まだ確立されてはいない。現段階では、実測できない応力範囲での材料定数を高温短時間の試験で補つて、低応力へ外挿するのが望ましいものと考えられる。(6)式に基づく以下の方法では、この点についての検討がなされている。

Fig. 6²⁾ に、(6)式の ϵ_0 と σ をヤング率 E で規格化した値の関係が示してある。 ϵ_0 と (σ/E) の関係は温度によらないとみなせる。硬化に関する歪み係数 A も、Fig. 7²⁾ からわかるように、温度依存性の無い値である。(6)式に基づく解析が行われている 1CrMoV 鋼⁹⁾¹⁰⁾と H46 鋼¹⁶⁾では、 α はアレニウス型の温度依存

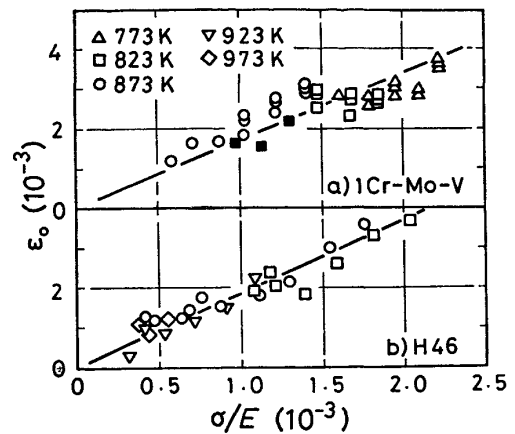


Fig. 6. Dependence of ϵ_0 of eq. (6) on stress/Young's modulus²⁾.

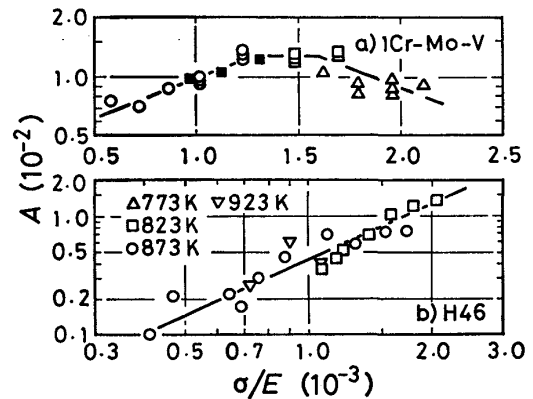


Fig. 7. Stress dependence of A of eq. (6)²⁾.

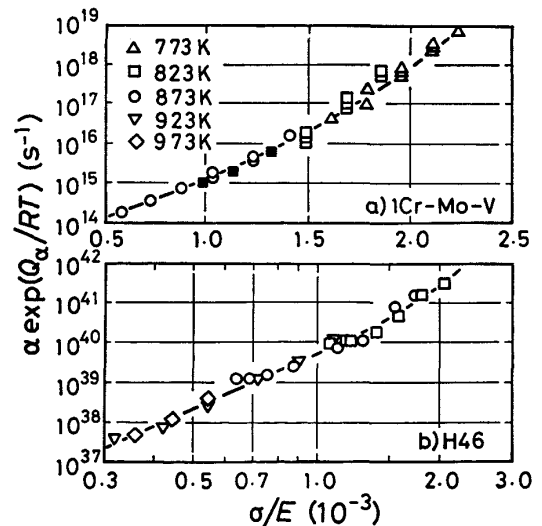


Fig. 8. Temperature compensated values of α of eq. (6) as a function of σ/E ²⁾.

性を示している (Fig. 11).

$$\alpha = \text{func}_\alpha(\sigma/E) \exp(-Q_\alpha/RT) \dots\dots\dots (7)$$

ここでは、 Q_α を α の活性化エネルギーと呼ぶことにする。 $\alpha \exp(Q_\alpha/RT)$ と (σ/E) の関係が、Fig. 8²⁾

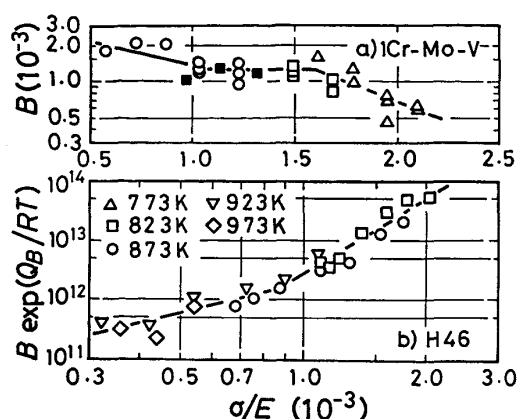


Fig. 9. Temperature compensated values of B of eq. (6) plotted against σ/E^2 .

に示されている。この結果から、 $\text{func}_\alpha(\sigma/E)$ は温度によらない値であることがわかる。弱化に関する歪み定数 B も、アレニウス型の温度依存性を示す¹⁶⁾²⁴⁾ (Fig. 12 参照)。

$$B = \text{func}_B(\sigma/E) \exp(-Q_B/RT) \dots\dots\dots (8)$$

ここで Q_B は、 B の見かけの活性化エネルギーである。ただし、1CrMoV 鋼では Q_B はほぼ $0 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ である。Fig. 9²⁾ に示してあるように、 $\text{func}_B(\sigma/E)$ もまた温度によらない値である。(6)式の材料定数のうちで、 ϵ_0 と A は温度によらない。 α と B は温度依存性を持つが、温度と応力のクロスプラットは含まない。従つて、この式に基づく方法では、実測できない応力範囲の材料定数を高温での試験結果に基づいて補える可能性がある。

以上のように、(4)や(6)式の材料定数は、2次域までのクリープ構成式である(2)や(3)式の材料定数³⁾⁴⁾よりも単純な温度・応力依存性を示している。

3.2 推定限界

現時点で最も検討が進んでいる破断寿命の推定限界は3~10倍²⁶⁾とされている。従つて、これより長時間のことを推定できることが長時間クリープ曲線推定法確立のひとつの目標となる。Fig. 5に示されている(4)式に基づく解析結果では、3桁以上遅い $\dot{\epsilon}_m$ の値が予測できている。 $\dot{\epsilon}_m$ のみではあるが、一応の成功がおさめられている。

(6)式に基づく前述の方法では、Fig. 10にその模式図を示すように、○印の条件で実験を行い、斜線の領域でのことを推定する。(7)および(8)式の Q_α と Q_B が斜線の範囲内でも一定に保たれることが実証されれば、原理的には外挿に伴う誤差はない。Fig. 11²⁴⁾に α の値の温度依存性を示す。ただし、1/2CrMoV 鋼の値は、(4)式を用いて得られた θ_4 ⁸⁾ である。この図の直線の傾きから得られる Q_α は、いずれの材料でもフェライト鋼中での鉄の体拡散の活性化エネルギー ($Q_D = 350 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$) と一致している²⁴⁾。なお、H46 鋼では、拡散係

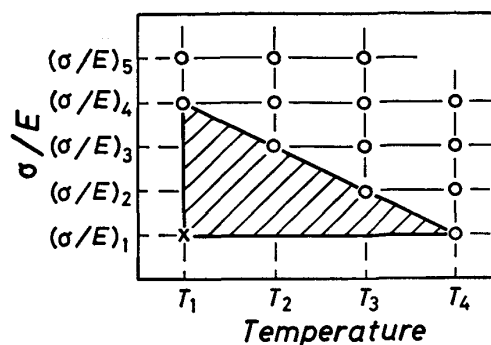


Fig. 10. How to predict long term creep curve. ○: The condition for which experiments have been carried out. The creep curve can be predicted accurately in the hatched region.

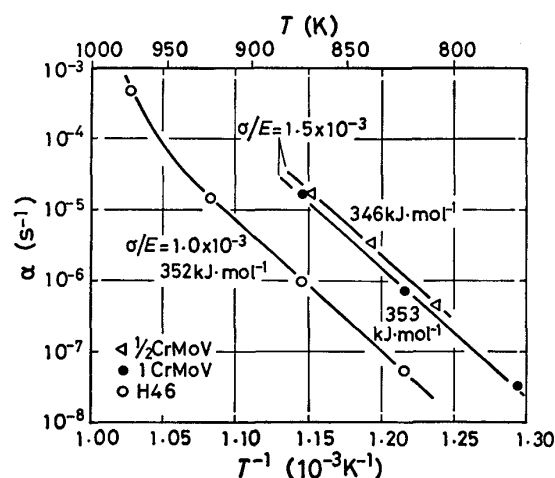


Fig. 11. α of eq. (6) as a function of reciprocal temperature²⁴⁾.

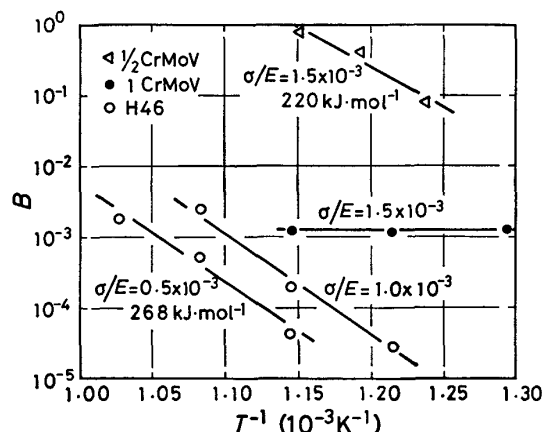


Fig. 12. Temperature dependence of B of eq. (6)²⁴⁾.

数と同様に、キュリー点近傍で α が急激に上昇している。以上のことから、 Q_α は拡散の活性化エネルギーが一定である範囲内では一定値である可能性が強い。言い換えれば、斜線の範囲でも Q_α が一定である確度はかなり高いものと思われる。

B の温度依存性を Fig. 12²⁴⁾ に示す。ただし、1/2 CrMoV 鋼の値は、(4)式の $\theta_3^{(8)}$ である。実測範囲内では Q_B はほぼ一定値であり、次式の関係を満足する²⁴⁾。

$$Q_B = 2(Q_C - Q_\alpha) \dots\dots\dots (9)$$

ここで Q_C は、 $\dot{\epsilon}_m$ に対する活性化エネルギーである。 $Q_C = Q_\alpha = Q_D$ である 1CrMoV 鋼では、 $Q_B = 0$ となる⁹⁾¹⁰⁾。これに対して、 $Q_C > Q_\alpha (=Q_D)$ である 1/2 CrMoV 鋼と H46 鋼では、 Q_B は $250 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 程度の値であつた²⁴⁾。 Q_α に対しては常に物理的意味を示唆する値が得られたが、 Q_B の値の物理的意味は明確ではない。従つて、現時点では、 Q_B が斜線の範囲でも一定の保たれるという確証は無い。 B については、更に多くの材料で、その温度依存性および物理的意味を検討していく必要があるものと思われる。

つぎに、 Q_α と Q_B が一定に保たれるという保証があつたら、どの程度長時間のクリープ曲線が推定可能かを考えてみる。実験を行つた最低温度 T_1 と実験を行つた最低応力 $(\sigma/E)_1$ とで指定される×印の条件に対して推定されたクリープ曲線を、Fig. 13²⁾ に示してある。これらの曲線を推定する際に行われた最長のクリープ試験時間は約 0.1 Gs であるから、100 倍以上長時間のクリープ曲線が推定可能となつている。100 倍以上長時間のことが予測できれば、0.9 Gs (25 万 h) 後のことを知るための試験時間が、10 Ms 以下 (数千 h) に短縮できる。

3.3 破断寿命

Fig. 2 に見られるように、破断直前では、(6)式から計算されたクリープ曲線と実測値の間にずれがある。従つて、(6)式に基づく方法では、寿命を別個に推定しなければならない。破断時には $\exp(\alpha t) \gg 1$ という条件が成立するので、(6)式を解くと、破断時間 t_{ru} は次のように表現される。

$$t_{ru} = (1/\alpha) \ln \{ (\epsilon_{ru} - \epsilon_0 - A) / B \} = P \dots\dots\dots (10)$$

ここで ϵ_{ru} は破断伸びである。

筆者ら¹²⁾は、(10)式で定義される破断パラメーター P を提案し、それと実測した t_{ru} との関係を調べた。そ

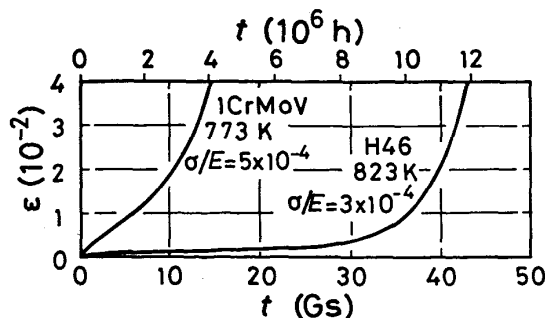


Fig. 13. The longest creep curve predictable²⁾. The longest creep durations to predict the curves were less than 0.1Gs.

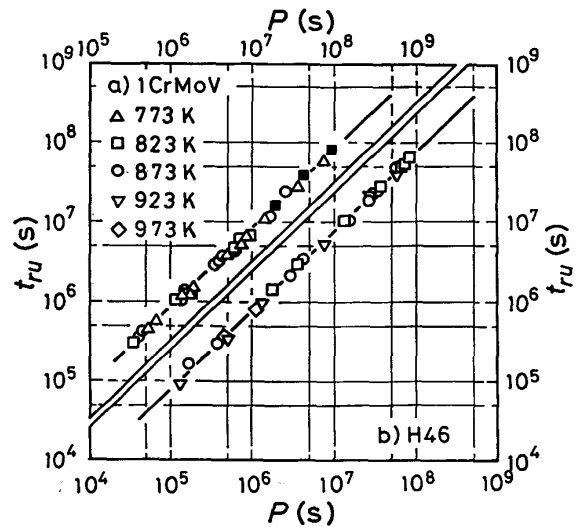


Fig. 14. Rupture lives plotted against the rupture parameter P defined by eq. (10)²⁾.

の結果が Fig. 14²⁾ に示されている。同じ実験結果を Larson-Miller 法でプロットしたものが、文献 27) の Fig. 14 にある。Larson-Miller パラメーターとは違って、この破断パラメーター P では、約 3 桁の時間範囲全体にわたつて直線関係が得られるという利点がある。また、データのばらつきも小さい。ところで、所定の温度・応力での t_{ru} を求めるには、まず P を計算するのに必要な各材料定数を推定しなければならない。 α 、 ϵ_0 、 A と B が容易に推定できることは既に述べた。 ϵ_{ru} の推定値は不確実性を含んでいるが、この項は対数の中に含まれており、数倍程度の不確実性はほとんど問題にならないことが確認されている¹²⁾¹⁶⁾。従つて、(6)式に基づく長時間クープ曲線推定法は破断寿命推定へも拡張できる。

4. 外挿の妥当性

4.1 変形機構および破壊領域図からの制限

変形機構領域図²⁸⁾や破壊領域図²⁹⁾として知られているように、温度および応力が違つると、異なる変形機構になつたり、異なる様式で破断する。加速クリープ試験の多くは、高温累乗則クリープ機構で変形し、粒内破壊する条件で行われる。従つて、推定したい温度・応力がどの領域にあるかには常に注意を払う必要がある。

Fig. 15 は、Fig. 5 に $\dot{\epsilon}_m$ の値を示した 1/2CrMoV 鋼と似た組成の 1.0Cr-0.6Mo-0.3V 鋼の変形機構領域図²⁸⁾である。Fig. 5 で実験を行つた応力範囲が、縦の棒で示されている。領域図からすると、この応力範囲のほとんどは、応力指数 n が 1 となる粒界拡散支配の拡散クリープ領域に含まれている。しかし、Fig. 5 からわかるように、実測された n の値は約 3 かそれ以上であり、 $\dot{\epsilon}_m$ が 10^{-11} s^{-1} (単純に言えば 1 Gs で 1% 歪む速度) でもまだ累乗則領域にある。このように、変形機

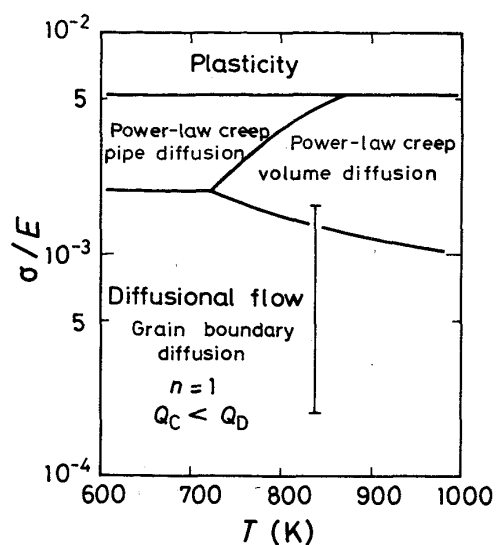


Fig. 15. Deformation mechanism map of a 1.0 Cr-0.6-Mo-0.3V steel²⁸⁾. The vertical bar represents the range over which stress dependence of $\dot{\epsilon}_m$ was studied in Fig. 5.

構領域図は検討の余地があり、現段階では長時間への外挿を強く否定するほどのものではないように思われる。

1CrMoV 鋼での破壊様式の研究³⁰⁾によると、Fig. 6 ~ 9 に黒塗の記号で示されている条件では、この材料は粒界破壊をする。また、それ以外の条件では粒内破壊を示す。図から明らかのように、破壊様式が違っても、材料定数には何らの変化も見られない。このことは、破壊様式が違ってもクリープ曲線の形状は変化しないことを示している。Fig. 14 の t_{ru} と P の関係でも、粒界破壊するものが黒塗の記号で示されている。ここでも、破壊様式の違いによる差異は見られない。従つて、1CrMoV 鋼に関する限りは、破壊様式の相違は、破断寿命の重大な誤差の原因とはなっていないように思われる。

4.2 構成式の物理的意味

クリープ曲線の構成式は、物理的意味を有していることが望ましい。またこのことは、多くの構成式の中から最良のものを選ぶ際の一つの基準ともなる。

α および θ_2 や θ_4 は、緩和時間の逆数、あるいは反応速度論の反応速度定数に相当する。緩和現象や反応速度論の解析から類推すると、これらの値はクリープの律速過程と密接な関係にあることが予想される。Fig. 11 に見られるように、1CrMoV 鋼⁹⁾¹⁰⁾と H46 鋼¹⁶⁾の α および 1/2CrMoV 鋼⁸⁾の θ_4 に対する活性化エネルギーは、すべてフェライト鋼中での鉄の体拡散の活性化エネルギーと一致している²⁴⁾。

1/2CrMoV 鋼⁸⁾、1CrMoV 鋼⁹⁾と H46 鋼¹⁶⁾の $\dot{\epsilon}_m$ は、それぞれ 10 倍ずつ違い合計 100 倍の違いがある²⁴⁾。これら三つの材料の α の値 (ただし 1/2CrMoV 鋼では θ_4) が、Fig. 16²⁴⁾ に示されている。この図では、材料

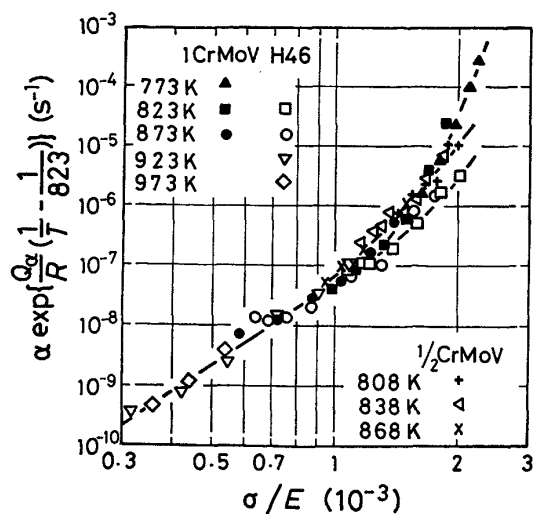


Fig. 16. Comparison among α values of the three ferritic steels²⁴⁾. The α values are converted into 823K using Q_α determined in Fig. 11.

間の比較をするために、 Q_α を使つて 823 K に換算した値がプロットしてある。 $\dot{\epsilon}_m$ には非常に大きな違いがあるにもかかわらず、 α の値の材料による違いはほとんどない。このことは、クロムを添加しても拡散係数が変化しないこと³¹⁾とよく対応した結果である。

以上のことから、(6)式に基づく解析で得られた α の値および (4)式を使つて得られた 1/2CrMoV 鋼の θ_4 の値は、物理的意味を有している可能性が強く示唆される。

5. おわりに

ここでは、 θ projection concept に基づく 3 次域までの長時間クリープ曲線推定法を紹介した。この分野の研究は始まつたばかりであり、今後更に多くの研究成果の蓄積を行つていく必要がある。ただし、今までの成果だけからでも、いくつかの利点が見出されている。すなわち、2 次クリープ域までの記述に用いられてきた構成式と同程度に簡単で同程度に少ない材料定数しか含まない構成式を用いて、3 次域までのクリープ曲線が記述できる。材料定数の温度・応力依存性は 2 次域までの構成式よりも単純で、長時間クリープ曲線の推定精度の向上が期待される。また、この方法は破断寿命推定にも拡張できる。3 次域までの長時間クリープ曲線推定法が確立されれば、十分なデータがそろっていない $\sigma_{1\%}$ や σ_{le} が容易に得られるようになる。そしてこのことは、材料の有効利用という観点からの設計コードに対する提言³²⁾をも可能にしてくれる。

クリープ域の特徴は、弱化の影響が大きいことにある。従つて、この領域では、材料強化には二通りのことが考えられる。一つは転位運動を妨げることであり、他は弱化をおさえることである。従来は、主として前者の観点から議論が行われてきた。しかし、(6)式に基づい

て解析しなおしてみた結果²⁴⁾では、クリープ挙動のほとんどが弱化過程によつて支配されているという結論が得られている。マイクロアロイングによる異常とも思えるような大きな耐クリープ性の向上³³⁾³⁴⁾を、転位を動きづらくさせるという観点から理解するのは容易ではない。しかし、観点を変えて、弱化をおさえることによつて強化すると見れば、より容易に理解できる³⁵⁾。このように、 θ projection concept に基づく研究は、設計データという実用的な面のみならず、基礎的なクリープの研究においても、新たな発展の可能性を秘めているように思われる。

最後に、筆者らの解析に用いたクリープデータを提供してくれた金属材料技術研究所クリープ試験部に感謝の意を表します。また、この資料は文部省科学研究費(No. 61055003)の補助による研究の一環として書かれたことを付記して感謝します。

文 献

- 1) J. D. PARKER: Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol., 107 (1985), p. 297
- 2) K. MARUYAMA and H. OIKAWA: Proc. Int. Conf. on Creep (1986 年 4 月), p. 373 [日本機械学会]
- 3) M. K. BOOKER: Characterization of Materials for Service at Elevated Temperatures, ed. by G. V. SMITH (1978), p. 1 [ASME, New York]
- 4) A. YOSHITAKE, Y. WADA and M. HIRANO: Proc. Int. Conf. on Creep (1986 年 4 月), p. 441 [日本機械学会]
- 5) T. UDOGUCHI and K. KOBATAKE: Proc. Int. Conf. on Creep (1986 年 4 月), p. 533 [日本機械学会]
- 6) R. W. EVANS, J. D. PARKER and B. WILSHIRE: Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. WILSHIRE and D. R. J. OWEN (1982), p. 135 [Pineridge Press, U. K.]
- 7) R. W. EVANS and B. WILSHIRE: Creep of Metals and Alloys (1985), 6 章 [The Inst. Metals, London]
- 8) R. W. EVANS, I. BEDEN and B. WILSHIRE: Proc. 2nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. WILSHIRE and D. R. J. OWEN (1984 年 4 月), p. 1277 [Pineridge Press]
- 9) K. MARUYAMA, C. HARADA and H. OIKAWA: Technol. Rep. Tohoku Univ., 50 (1985), p. 67
- 10) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 材料, 34 (1985), p. 1289
- 11) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, 71 (1985), S 503
- 12) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, 71 (1985), S 504, Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol. 印刷中
- 13) D. R. HAYHURST, D. A. LAVENDER, N. G. WORLEY and A. SALIM: Int. J. Press. Vess. Pip., 20 (1985), p. 289
- 14) 木村一弘, 松尾 孝, 田中良平, 菊池 実: 鉄と鋼, 72 (1986), S 487
- 15) J. D. PARKER: Strength of Metals and Alloys, Proc. ICSMA-7, ed. by H. J. McQUEEN et al., Canada (1985 年 8 月), p. 749 [Pergamon Press]
- 16) K. MARUYAMA, C. HARADA and H. OIKAWA: Trans. ISIJ, 26 (1986), p. 212
- 17) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 鉄と鋼, 71 (1985), S 1439, Trans. ISIJ, 26 (1986), B 72
- 18) 花島完治, 鈴木 了, 遠藤孝雄: 日本軽金属学会講演概要 (1985 年 10 月), p. 336
- 19) 李 戈, 中村浩一, 遠藤孝雄: 日本軽金属学会講演概要 (1986 年 5 月), p. 59
- 20) 李 戈, 遠藤孝雄: 日本金属学会講演概要 (1986 年 4 月), p. 169
- 21) R. W. EVANS, P. J. SCHARNING and B. WILSHIRE: Creep Behavior of Crystalline Solids, ed. by B. WILSHIRE and R. W. EVANS (1985), p. 201 [Pineridge Press]
- 22) 村上 卓: Doctor Thesis, Univ. Wales (1985 年 6 月)
- 23) 村上澄男: 総合材料強度学講座 7, 環境・高温強度学, 大谷隆一, 駒井謙次郎編 (1984), p. 286 [オーム社]
- 24) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会誌, 50 (1986), p. 701
- 25) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 実, 田中良平(私信)
- 26) ISO6303 に準拠したクリープ破断データ外挿の手引 (日本鉄鋼協会編) (1983 年 7 月)
- 27) 河田和美, 横井 信, 田中千秋, 門馬義雄, 新谷紀雄: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1034
- 28) H. J. FROST and M. F. ASHBY: Deformation Mechanism Maps (1982) [Pergamon Press]
- 29) Perspectives in Creep Fracture, ed. by M. F. ASHBY and L. M. BROWN (1983) [Pergamon Press]
- 30) 新谷紀雄, 田中秀雄, 京野純郎, 横井 信: 鉄と鋼, 70 (1984), A 237
- 31) H. OIKAWA: Technol. Rep. Tohoku Univ., 48 (1983), p. 7
- 32) 及川 洪: 日本金属学会会報, 25 (1986), p. 514
- 33) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 690
- 34) J. H. SCHNEIBEL, C. L. WHITE and M. H. YOO: Metall. Trans., 16A (1985), p. 651
- 35) K. MARUYAMA, Y. WATANABE and H. OIKAWA: Acta Metall., 印刷中