非定常クリープ概念と その実用耐熱材料への適用

丸 山 公 一*

1. はじめに

材料を高温・応力下におくと、図1のようなひずみ ε の時間 t による変化を表すクリープ曲線が得られる。クリープ曲線は通常3つの領域、1次、2次および3次クリープ域からなる。

組織が安定な定常変形を想定して、多くの定常クリープ理論が構築されてきた⁽¹⁾。それらによると、定常クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_s$ は次式のように表現される。

$$\dot{\varepsilon}_s = \dot{\varepsilon}_0 (\sigma/E)^n D \quad (1)$$

ここで $\dot{\varepsilon}_0$ は定数、 σ は応力、 E はヤング率である。応力指

図1 クリープ曲線およびひずみ速度-時間曲線の模式図。

数 n は3(すべり律速)から5(回復律速)の値をとる。また、クリープ速度の温度依存性は、格子拡散係数 D の温度依存性に起因する。組織が安定と考えられる単相材料では、2次クリープ域を定常クリープ域と考え、2次クリープ速度に基づいてその材料のクリープ変形を議論する。

実用耐熱材料の多くは析出物で強化されている。熱的に不安定な析出物は高温長時間の試験中に凝集粗大化し、組織に定常状態はない。したがって、実用材料の2次クリープ速度は、定常クリープ速度ではなく、いわゆる最小クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_m$ である。そのため、実用材料のクリープは、2次クリープ速度を代表値として解析すると、定常クリープ理論式(1)に合致しない複雑な結果になってしまう(2参照)。

試験中の組織変化を考慮し、実用材料のクリープを非定常現象として解析するには、解析手段となるクリープ構成式が必要である。ここでは次式⁽²⁾に代表される非定常クリープ構成式が実用材料のクリープを理解するのに有用であることを紹介する(4~6参照)。

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A \{1 - \exp(-\alpha t)\} + B \{\exp(\alpha t) - 1\} \quad (2)$$

この式で ε_0 は瞬間ひずみに対応する定数、 A と B はそれぞれ加工硬化と組織弱化に関係する定数、 α は変形速度定数である。第2項は加工硬化(1次クリープ)、第3項は弱化(3次クリープ)を記述するもので、定常クリープ項は含まれない。この非定常クリープ構成式が導出された背景については3に述べる。

式(2)のような非定常クリープ構成式は θ 法と呼ばれ、Evansら⁽³⁾によって最初に提案された。この種の構成式は長時間クリープ挙動の予測⁽²⁾⁻⁽²⁹⁾、クリープ挙動の解

* 1993年度日本金属学会功績賞受賞者・東北大学教授；工学部材料物性学科(〒980-77 仙台市青葉区荒巻字青葉)
Non-steady-state Creep Concept and its Application to Practical Heat-resisting Materials; Kouichi Maruyama (Department of Materials Science Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)
Keywords: constitutive creep equation, creep curve, heat-resisting materials, non-steady-state creep, microstructural degradation, relaxation phenomena

1994年2月9日受理

析⁽²⁷⁾(30)~(37)で成功をおさめており、耐熱合金設計への展開⁽³⁸⁾も試みられている。それらをまとめた集録に文献(3)(6)(39)~(43)がある。この構成式は経験式を出発点としており、その物理的背景が文献(33)(44)~(46)で議論されている。

2. 実用材料のクリープ挙動

16Cr-13Ni-3Mo 鋼(SUS316 ステンレス鋼)の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ および初期クリープ速度 $\dot{\epsilon}_i$ と応力 σ の関係、および最小クリープ速度の温度 T 依存性を図2⁽³²⁾に示す。この材料では、臨界応力 σ_{cr} を境として最小クリープ速度の応力依存性が変化する。 σ_{cr} 以上では応力指数 $n=8$ であるが、 σ_{cr} 直下では20に近い大きな値となる。図2(b)の直線の傾きから得られる最小クリープ速度の活性化エネルギー Q_c は、 σ_{cr} 以上($\sigma=1 \times 10^{-3} E$)では 420 kJ/mol, σ_{cr} 以下($\sigma=6.7 \times 10^{-4} E$)では 660 kJ/mol である。これらの値は格子自己拡散の活性化エネルギー $Q_d=300$ kJ/mol よりはるかに大きい。

図2 SUS316 ステンレス鋼の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と初期クリープ速度 $\dot{\epsilon}_i$ の(a) 応力依存性と(b) 温度依存性。

σ_{cr} 以下での大きな応力指数は粒子強化材料に特徴的な挙動であり、しきい応力 σ_{th} を用いて説明されてきた⁽⁴⁷⁾。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \{ (\sigma - \sigma_{th}) / E \}^m D \quad (3)$$

ここで m は有効応力指数である。 σ_{th} は粒子間隔で決まる値で、応力やひずみに依存しないとされている。それが事実なら、初期クリープ速度 $\dot{\epsilon}_i$ も σ_{cr} 以下で急激に低下するはずである。しかしそのような低下は観察されない。

以上のように、実用材料のクリープ挙動を最小クリープ速度のみに着目して解析すると、式(1)やそれを改良した式(3)では説明できない複雑なものになってしまう。

図2(a)のいくつかの応力条件でのクリープ曲線を図3に示す。クリープ曲線上の各点におけるひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ が破断時間 t_b で規格化した時間 t/t_b の関数として示されている。 σ_{cr} 以上では、 $\sigma=7.7 \times 10^{-4} E$ の曲線のように、変形開始時に最小クリープ速度をとり、クリープ曲線形状は応力によって変化しない。 σ_{cr} 以下($\sigma=6.5$ および $4.9 \times 10^{-4} E$)では、ある程度変形した後に最小クリープ速度に至り、低応力ほど1次クリープ域でのひずみ速度低下が大きい。このように、応力指数の変化に対応して、クリープ曲線形状が変化する。

973 K と 923 K での同一応力のクリープ曲線を図4⁽³²⁾に示す。これら2つのクリープ曲線は、図2(b)で 660 kJ/mol という活性化エネルギーが得られた条件に対応する。縦軸は、式(1)にしたがって拡散係数の温度依存性を補正したひずみ速度である。変形初期には2つの温度のひずみ速度がほぼ一致し、初期クリープ速度の活性化エネルギーは格子自己拡散のそれに等しい。しかし、低温(923 K)ほど1次クリープ域でのひずみ速度低下が大きく、最小クリープ速度の活性化エネルギーは大きな値となる。

実用材料では、定常クリープ理論に合致しない複雑な挙動が観察されるが、それはクリープ曲線形状の変化と密接に関

図3 SUS316 ステンレス鋼のひずみ速度-時間曲線の応力による変化。横軸は破断時間 t_b で規格化した時間。

図4 SUS316 ステンレス鋼の同一応力・異なる温度でのひずみ速度-時間曲線の比較. 973 K のひずみ速度は式(1)に基づいて 923 K に換算されている.

係している. したがって, この複雑な挙動を説明するには, クリープ曲線全体の挙動を把握する必要がある.

3. 非定常クリープ構成式

(1) 析出強化材料のクリープ変形中の組織変化

クリープ曲線全体を解析するには, ひずみ ϵ の時間 t 変化を記述する構成式が必要である. 構成式を導出するには, クリープ中に何が起きているかを知らなければならない.

定常クリープ概念では, 破壊(試料のくびれ, き裂やボイドの発生など)の開始によって3次クリープが始まると考える. しかし, 実用材料ではき裂やボイドの発生と3次クリープ開始が必ずしも対応しない⁽⁴⁸⁾. くびれができないねじり試験でも, 3次クリープが観察される⁽⁴⁹⁾. 図5⁽⁵⁰⁾は析出強化 Al-Li 合金の一定応力での圧縮クリープ試験結果である. くびれはもちろんき裂やボイドは観察されない. しかしこの例でも, 3次クリープ域が出現する. したがって, 破壊以外に3次クリープの原因を考える必要がある.

析出物は熱的に不安定で, 試験中に凝集粗大化する. 応力(変形)はこの粗大化を促進する. 粒子粗大化すなわち粒子間隔の増加は内部応力の低下を意味し, クリープ加速の原因となる. 図5でも, 単位体積当りの析出粒子数 N_p の低下すなわち凝集粗大化が起きており, これが3次クリープの主原因と考えられる.

析出物粗大化は変形開始と同時に始まる. その他の弱化機構, 例えばボイドもしばしば変形開始時から観察される⁽⁵¹⁾⁽⁵²⁾. 定常クリープ理論では, 1次クリープが終了する時点で転位密度 ρ が一定になると考える. しかし, 加工硬化の主原因である転位密度の増加は, 3次クリープ域においても続く.

以上のように, 析出物で強化された実用耐熱材料では組織が不変という定常状態が存在しない. 母相の加工硬化と析出

図5 析出強化 Al-Li 合金の圧縮クリープ試験中のひずみ速度 $\dot{\epsilon}$, 転位密度 ρ と析出物数密度 N_p の変化. 黒塗り記号は試験前の値.

物粗大化や破壊などの弱化は全クリープ段階にわたって同時進行する. そして, 加工硬化と弱化が釣り合ったのが最小クリープ速度である.

(2) 非定常クリープ構成式の導出

ひずみ速度は次のように表現される.

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad (4)$$

$$v = v_0 \{(\sigma - \sigma_i)/E\}^m D \quad (5)$$

ここで ρ は転位密度, b はバーガースベクトルの大きさ, v は転位速度, v_0 は定数, m は有効応力指数, σ_i は内部応力である. 式(4)の微分方程式を解けばクリープ構成式が得られる. そのためには, 内部応力 σ_i を決める析出粒子間隔と転位密度がクリープ試験中にどのように変化するかの情報が必要である.

図5に示したように, 転位密度や粒子間隔は, ひずみ量によって変化する. したがって, クリープが拡散律速なら, 転位密度 ρ と転位速度 v は次のように表現される.

$$\rho = \sigma^2 f_\rho(\epsilon_c) \quad (6)$$

$$v = \sigma^m D f_v(\epsilon_c) \quad (7)$$

ここで ϵ_c はクリープ塑性ひずみ ($\epsilon_c = \epsilon - \epsilon_0$) である. これらを式(4)に代入すると, 次式が得られる.

$$\dot{\epsilon} = b \sigma^{m+2} D f_\rho(\epsilon_c) f_v(\epsilon_c) \quad (8)$$

ρ と v のひずみ依存性を示す関数 $f_\rho(\epsilon_c)$ と $f_v(\epsilon_c)$ の積は, ひずみ速度-ひずみ曲線の形状を決めるもので, 最初低下し, 最小値を取り, 次に増加する関数である. そして, $f_\rho(\epsilon_c)$ と $f_v(\epsilon_c)$ の積が次のように近似できるなら,

$$f_\rho(\epsilon_c) f_v(\epsilon_c) = g_1 \{(\epsilon_c - g_2)^2 + g_3\}^{1/2} \quad (9)$$

式(8)は式(2)を与える⁽³³⁾. そして, α , A と B は式(8)

(9)の各定数と次の関係にある.

$$\alpha = g_1 b \sigma^{m+2} D \quad (10)$$

$$A - B = g_2 \quad (11)$$

$$4AB = g_3 \quad (12)$$

ここで $g_i (i=1\sim 3)$ は定数である.

一方,

$$f_p(\varepsilon_c) f_v(\varepsilon_c) = h_1 \cosh^2 \{h_2(\varepsilon_c - h_3)\} \quad (13)$$

とすれば, 式(8)は次の対数クリープの式を与える.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + C \{\ln(1+at) - \ln(1-dt)\} \quad (14)$$

そして, C , a と d は式(8)(13)の各定数と次の関係にある.

$$C = 1/2h_2 \quad (15)$$

$$a = h_4 \{\exp(2h_2 h_3) + 1\} \quad (16)$$

$$d = h_4 \{\exp(-2h_2 h_3) + 1\} \quad (17)$$

$$h_4 = h_1 h_2 (b/2) \sigma^{m+2} D \quad (18)$$

ここで $h_i (i=1\sim 4)$ は定数である.

塑性変形の基本式(式(4))から様々な構成式が導出され, 式(2)はその1つである. 式(4)から導出できることは, 4で述べるように, 材料定数の物理的意味の検討を可能にしてくれる.

(3) クリープ曲線の記述

1次クリープ曲線は, 式(2)と類似の次式で表現されることが知られている⁽⁵³⁾.

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_p \{1 - \exp(-\beta_p t)\} \quad (19)$$

ここで ε_i は負荷時の瞬間ひずみ, ε_p と β_p は1次クリープの飽和ひずみと変形速度定数である. 1次クリープの極初期には, 擬弾性などがひずみに寄与する. そのため, 1次クリープ曲線をより厳密に再現するには減速クリープ項をさらに加えなければならない⁽⁵⁴⁾.

$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_{p0} \{1 - \exp(-\beta_{p0} t)\} + \varepsilon_p \{1 - \exp(-\beta_p t)\}$ (20)
右辺第2項が極初期の挙動を表す項である. その速度定数 β_{p0} は β_p より大きく, この項は早期に飽和する.

図6⁽¹⁸⁾に3次クリープ曲線の1例を示す. 3次クリープにも組織劣化, 破壊など様々な因子が寄与する. この例では, 式(2)の第3項(加速クリープ項)のみで破断寿命の93%までの3次クリープ曲線を記述することができる. しかし, さらに厳密に3次クリープ曲線を記述するには複数の項が必要となる.

$$\varepsilon = \dots + \varepsilon_t \{\exp(\beta_t t) - 1\} + \varepsilon_{t1} \{\exp(\beta_{t1} t) - 1\} \quad (21)$$

ここで ε_t と ε_{t1} および β_t と β_{t1} は3次クリープに関するひずみ定数と速度定数である. なお, $\beta_t < \beta_{t1}$ である.

以上をまとめると, クリープ曲線全体を記述するには, 次のようなクリープ構成式が必要であろう⁽¹⁸⁾.

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_{p0} \{1 - \exp(-\beta_{p0} t)\} + \varepsilon_p \{1 - \exp(-\beta_p t)\} + \varepsilon_t \{\exp(\beta_t t) - 1\} + \varepsilon_{t1} \{\exp(\beta_{t1} t) - 1\} \quad (22)$$

式(2)はこの式を近似したものであり, 右辺第1項と第2項を合せたものを任意定数 ε_0 とおき, $\beta_p = \beta_t = \alpha$, $\varepsilon_p = A$, $\varepsilon_t = B$ とし, 第5項を省略している. これに対して Evans

図6 Al-Li 合金の3次クリープ曲線の式(21)に基づく表示. 上の軸は破断時間 t_r で規格化した時間.

ら⁽³⁾は, 次のクリープ構成式を提案した.

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} \quad (23)$$

ここで, θ_1 と θ_3 はひずみ定数, θ_2 と θ_4 は速度定数である. 式(22)の右辺第2項と第3項をまとめたものが式(23)の右辺第2項となっている. この第2項は擬弾性の寄与を含み, θ_1 と θ_2 は1次クリープの真の値 ε_p と β_p より大きい. 式(23)のように加工硬化と弱化を表す項の速度定数が異なり, しかもこのように単純な式は, 式(4)からは導出できない⁽³³⁾. 式(2)と(23)は一見似ているが, 根本的な考え方が違っている.

式(2)を用いてクリープ曲線を解析した結果の1例を図7に示す. 式(2)では, ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ が次式で与えられる.

$$\dot{\varepsilon} = \alpha \{A \exp(-\alpha t) + B \exp(\alpha t)\} \quad (24)$$

図中の実線は, クリープ曲線解析で得られた材料定数, ε_0 , A , B と α を式(2)(24)に代入して計算したものである. 式(24)は, 変形初期および後期に $\ln \dot{\varepsilon} - t$ 曲線が次式に漸近することを意味する.

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln(\alpha A) - \alpha t \quad (25)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln(\alpha B) + \alpha t \quad (26)$$

しかし, 式(2)は変形開始時および破断近傍の詳細を省略した近似式であるため, 図7(b)の漸近線は, 変形開始時および破断近傍で実測値からずれる. そこで式(2)の材料定数は, 漸近線からずれたデータを除いて決めることになる. このような理由で, 変形開始時および破断近傍の実測値は式(2)では再現されない. しかし, その他の大部分の実測値は式(2)で十分によく再現することができる.

4. 材料定数の意味

(1) 材料定数とクリープ特性の関係

初期クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_i$, 最小クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_m$ と破断時間 t_r は, クリープ特性を特徴づける重要な指標である. 式(2)の材料定数はこれらの値と次の式で関係づけられる.

$$\dot{\varepsilon}_i = \alpha(A+B) \quad (27)$$

図7 SUS316 ステンレス鋼の(a)クリープ曲線と(b)ひずみ速度-時間曲線。図中の実線は式(2)に基づく回帰曲線。点線と破線は式(25)(26)の漸近線。

$$\dot{\epsilon}_m = 2\alpha\sqrt{AB} \quad (28)$$

$$t_r = (1/\alpha) \ln(\epsilon_r/B) \quad (29)$$

ここで ϵ_r は破断ひずみである。図2(a)と図4で、初期クリープ速度は最小クリープ速度とその応力および温度依存性が異なることを述べた。この違いは、 $(A+B)$ と $\sqrt{AB}$ の応力および温度依存性が異なることを意味する。

(2) 材料定数とクリープ曲線形状の相関

式(2)の α は時間軸のスケールリングファクターで、式(28)(29)から明らかのように、 α が変化すれば最小クリープ速度と破断時間は同じ量だけ変化する。 A および B の値によってクリープ曲線形状がどのように変わるかを図8⁽³⁸⁾に示す。加工硬化に関する材料定数 A は、1次クリープが飽和するひずみ量であり、その値が低下すると最小クリープ速度は低下するが、破断時間はほとんど変わらない。弱化に関する B が低下すると3次クリープの出現が遅れ、最小クリープ速度も破断時間も変化する。ただし、最小クリープ速度に比べて破断時間の変化は小さい。破断ひずみの増加は、破断時間を伸ばすが、最小クリープ速度には影響を及ぼさない。以上をまとめれば、式(2)はクリープ曲線形状の変化を表1に示す材料定数の変化として捕らえることになる。

(3) 速度定数 α

式(2)は緩和現象や1次反応を記述する式と類似のものである。これらの現象では速度定数を用いてその素過程を議論する。式(10)に示すように、式(2)の速度定数 α も変形の素過程と関係している。

組織変化に関係する定数 g_1 が温度依存性をもたないなら、 α の活性化エネルギー Q_α は格子自己拡散の活性化エネルギー

図8 クリープ曲線形状に対する式(2)の A および B の影響。

表1 最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ および破断寿命 t_r の変化と式(2)の材料定数の相関。

クリープ特性変化	変化する材料定数
$\dot{\epsilon}_m$ と t_r が同程度に変化	α
$\dot{\epsilon}_m$ が t_r より大きく変化	B
$\dot{\epsilon}_m$ が変化、 t_r は不変	A
$\dot{\epsilon}_m$ は不変、 t_r が変化	ϵ_r

と一致するはずである。表2⁽³²⁾⁽³³⁾に、 Q_d および Q_α と最小クリープ速度のみかけの活性化エネルギー Q_c がまとめられている。 Q_α の値は、図2(b)に示した16Cr-13Ni-3Mo鋼も含めて、常に Q_d とほぼ一致する。このようにクリープを非定常現象と考え式(2)で解析すれば、クリープが拡散律速であることと合致する合理的な結論が得られる。これに対して、最小クリープ速度は A および B の温度変化を含む式(28)参照。その結果、 Q_c は Q_d と等しいかあるいはそれ以上の値となる。

(4) 弱化定数 B

式(11)(12)から分かるように、 B は組織変化に関連する定数 g_2 および g_3 と関係している。1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni鋼の実験結果を図9⁽²⁷⁾に示す。2つの材料1と2は、組成も初期金属組織もほぼ同一であるが、低応力・長時間側では材料2が低い最小クリープ速度となる。これらの材料では α と A は同一である。しかし、図9(a)に示すように B の値は異なり、最小クリープ速度が低い材料2で B が小さい。2つの材料のクリープ変形後の組織(黒塗り記号の条件)を図9(b)と(c)に示す。 B が小さい材料2では組織が安定で、長時間試験後にも微細な針状 Mo_2C が観察される。これに対して、 B が大きい材料1では粗大な炭化物のみとなり、転位組織も回復している。このように、 B は組織安定性の指標であり、組織が安定なほど B は低下する。

表2 種々の材料での格子自己拡散 Q_d , 最小クリープ速度 Q_c および変形速度定数 Q_a の活性化エネルギー.

溶媒元素	添加元素	Q_d kJ/mol	Q_c kJ/mol	Q_a kJ/mol
Fe (BCC)	1 Cr Mo V C	340	354	353
	2.25 Cr Mo C		373	368
	2.25 Cr Mo C		420	361
	12 Cr Mo V Nb C		500	352
	0.4 Cr Mo V C		550	346
Fe (FCC)	16 Cr 13 Ni 3 Mo C	295	420~663	308
Al (FCC)	2.3 Li Cu Mg Zr	140	187~255	161
	2.4 Li Cu Mg Zr		175~326	146
Zn (HCP)	純亜鉛	95	100	95

5. 定常と非定常クリープ概念の違い

クリープを定常変形と考える定常クリープ概念では, クリープひずみ ε を次の3つの成分の和と考える.

$$\varepsilon = \varepsilon_h + \varepsilon_s + \varepsilon_w \quad (30)$$

第2項の定常クリープ成分はクリープ変形の主体となるもので, 次のように表現される.

$$\varepsilon_s = \dot{\varepsilon}_s t \quad (31)$$

ここで $\dot{\varepsilon}_s$ は本来なら定常クリープ速度であるが, 実際には2次(最小)クリープ速度を用いる. 式(30)の第1項は加工硬化(1次クリープ)成分, 第3項は弱化(3次クリープ)成分である. これに対して, 式(2)に代表される非定常クリープ概念では, クリープひずみを次の2つの成分に分解する.

$$\varepsilon = \varepsilon_h + \varepsilon_w \quad (32)$$

ここで ε_h は式(2)の右辺第2項(加工硬化), ε_w は第3項(弱化)に相当する. クリープを定常変形と考えるか非定常変形と考えるかによってその解釈がどのように変わるかを考えてみよう.

図4で例に取り上げた2つの温度のクリープ曲線を図10に示す. (a)は実線のクリープ曲線を式(30)にしたがって定常クリープ成分 ε_s と他の成分($\varepsilon_h + \varepsilon_w$)に分解したものである. 高温(973 K)では定常クリープ成分が大部分を占め, しかも変形初期から定常変形になる. したがって高温では, 組織変化は小さいと解釈される. また, 弱化成分は両温度ともほぼ等しい.

図10(b)では, 同じクリープ曲線が式(32)にしたがって加工硬化成分 ε_h と弱化成分 ε_w に分解されている. 高温では弱化成分が大きく, 組織弱화가激しいと解釈することになる. 図11に同じクリープ曲線をひずみ速度-時間曲線の形で示す. この図は, 式(24)に基づいて, 縦軸は α で割り横軸は α をかけて無次元化してある. したがって, 2つの漸近線(加工硬化成分は点線, 弱化成分は破線)の $t=0$ での切片は A および B の値に相当する(式(25)(26)参照). 923 K に比べて 973 K では B の値が2桁も大きい. その結果, 早期から弱化の寄与が顕著で, 見かけ上変形初期からひずみ速度が一定

図9 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼の(a)材料定数 B のヒートによる違いと(b), (c) クリープ破断後の組織. 黒塗り記号は組織写真の試験条件. (b) 材料1(破断時間 58.7 Ms), (c) 材料2(186.8 Ms).

に見える. これに対して低温では, 弱化の寄与が顕著になるのが遅れ, 1次クリープでのひずみ速度低下が顕在化する.

以上のように, クリープを定常変化と考えるか非定常変形と考えるかによって, クリープ挙動の解釈が逆転する. いずれの立場を取るかは重大な選択である.

図10 (a)定常クリープ概念式(30)と(b)非定常クリープ概念式(32)に基づくクリープひずみの各成分への分解。

図11 図10(b)の各ひずみ成分のひずみ速度-時間曲線。縦軸と横軸は式(24)に基づいて規格化されている。

6. 非定常クリープ概念の利点

(1) 拡散係数と結晶粒径の影響

金属間化合物の実験結果を用いて⁽³⁴⁾, 非定常クリープ概念に基づく解析の利点を考えてみよう。

化学量論組成からずれた化合物では, 格子欠陥が導入され, 拡散係数 D が上昇する⁽⁵⁵⁾. 図12(a)⁽³⁴⁾に同一温度・応力における同一結晶粒径の γ TiAl のクリープ曲線をひずみ速度-時間曲線の形で示す. 一つは化学量論組成の Ti-50 mol%Al, 他はそれから 1 mol% 高 Al 側にずれたものである. 図中の太い実線は式(24)で計算したひずみ速度, 点線と破線は式(25)(26)の漸近線でその傾きは α に相当する. D が大きい非化学量論組成の材料では, 最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と α がともに上昇する. $\dot{\epsilon}_m$ は D に比例し(式(1)参照), α も D に比例する(式(10)参照). したがってこの結果は, 最小クリープ速度のみに着目しても, 式(2)でクリープ曲線全体を解析しても, 同じように容易に理解することができる。

図12 γ TiAl のクリープ曲線形状に対する(a)組成と(b)結晶粒径の影響。

図12(b)⁽³⁴⁾は、同一温度・応力での結晶粒径のみが異なるγTiAlのひずみ速度-時間曲線である。最小クリープ速度の応力指数 $n=4.3$ から、この材料は転位クリープで変形していると考えられる⁽³⁴⁾。クリープ理論によれば、転位クリープ速度は結晶粒径に依存しないはずである。しかし、結晶粒径が減少すると、クリープ速度が10倍も増加する。4.3という応力指数とクリープ速度の大きな結晶粒径依存性を矛盾なく説明するのは容易ではない。

図12(b)の漸近線の傾き α は結晶粒径に依存性せず、本来ならクリープ速度は結晶粒径に依存しないという転位クリープ理論に合致する。細粒材でクリープ速度が大きいのは、組織関連因子 A と B が細粒ほど大きいためである。この材料では、クリープ変形中の粒界移動や動的再結晶が組織弱化的な要因で⁽³⁴⁾、細粒ほど結晶粒界面積が大きいので B が大きい。

以上のように、式(2)を用いてクリープ曲線全体を解析すると、拡散係数(α が変化)と結晶粒径(α は不変)がまったく異なる機構でクリープ速度に影響するという情報が得られる。

(2) 耐熱鋼のクリープ強度の組成依存性

Cr-Mo-V系耐熱鋼の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ が図13(a)⁽³⁰⁾に比較されている。微量のNbを含むものもあるが、すべてが類似のCr-Mo-V系フェライト鋼で、主として違うのはクロム量である。これらの材料間での最小クリープ速度の違いは、低応力で約20倍、高応力では1000倍にも達する。そして、高クロムほど高クリープ強度となる。しかし、クロム量が違って鉄の格子自己拡散係数はほとんど変化しない⁽⁵⁶⁾。したがって式(1)に基づく定常クリープ概念では、 $\dot{\epsilon}_0$ の変化(高濃度合金ほど固溶強化が大きい)で最小クリープ速度の

変化を説明することになる。

図13(b)⁽³⁰⁾⁽³¹⁾に変形速度定数 α を示す。材料による α の違いは、高応力でも最大10倍、材料が実際に使われる低応力ではまったく違いがない。この結果は、これらの材料間で拡散係数に違いがないことと式(10)を合せて考えれば容易に理解できる。そして、各材料での最小クリープ速度の違いは、組織弱化的程度 B が違うためである⁽³⁰⁾。

ここで例に用いたCr-Mo-V鋼では、表2に示すように、最小クリープ速度の活性化エネルギーが格子自己拡散と異なる。これに対して、 α の活性化エネルギーはすべて自己拡散と等しい値である。

最小クリープ速度だけを見ると、材料間でその値が異なるという情報しか得られない。しかし、式(2)でクリープ曲線全体を解析すれば、速度定数 α が同一であるという材料間の共通点を見出すことができる。同様の結果は、Cr-Mo系フェライト鋼でも確認されている⁽⁵⁷⁾。そして、式(2)に基づいてクリープを非定常変形として解析すれば、実用材料のクリープをより合理的に理解することができる。

7. お わ り に

純金属や単相合金では、時間軸を伸縮させると異なる条件や材料で得られたクリープ曲線が互いに重なることが多い。この場合には、どの時点のクリープ速度を比較しても変形挙動に関する結論は同一で、最小クリープ速度を代表値として解析すれば十分である。これに対して実用材料では、クリープ曲線形状が試験条件や材料によって大幅に変わる。その結果、変形挙動に関する結論が比較する場所によって異なる。この場合には、クリープ曲線全体の挙動を把握しておくのが望ましい。そのためには、解析手段となるクリープ構成式が必要である。

最小クリープ速度のみの情報では、クリープ速度の違いしか分からない。これに対して、クリープ曲線全体の解析はより多くの情報を提供してくれる。そしてそれは、一見複雑で難解に見える実用耐熱材料のクリープ挙動を理路整然と理解する助けとなる。

構成式を使ってクリープ曲線全体を定式化しておけば、最小クリープ速度、破断寿命、クリープ曲線などの長時間挙動を予測することができる⁽³⁾⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。構成式はクリープデータをデータベースとして保管しまた利用する際にも役立つ。構成式に基づくデータの定式化は、単軸クリープ試験結果を多軸応力状態や変動条件へ応用する際にも必要となる。

以上のことを考えると、クリープ構成式を確立し、クリープ曲線全体を解析できるようにしておくことが望まれる。

クリープは定常変形という考えと非定常変形という考えがある。クリープ構成式を作るには、いずれの立場を取るかをまず選択しなければならない。どの立場を取るかでクリープ変形挙動の解釈が逆転することがあり、注意を要する。クリープ構成式は確立された段階には至っておらず、今後の更なる検討・発展が期待される。

図13 Cr-Mo-V 系耐熱鋼の(a)最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ および(b)速度定数 α の比較。

文 献

- (1) J. Cadek: *Creep in Metallic Materials*, Elsevier, Amsterdam, (1988).
- (2) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 材料, **34**(1985), 1289.
- (3) 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, Pineridge Press, U. K., (1982), 135.
- (4) R. W. Evans, I. Beden and B. Wilshire: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and D. R. J. Owen, Pineridge Press, U. K., (1984), 1277.
- (5) J. D. Parker: Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol., **107**(1985), 297.
- (6) R. W. Evans and B. Wilshire: *Creep of Metals and Alloys*, The Inst. Metals, London, (1985), 6 章.
- (7) R. W. Evans, P. J. Scharning and B. Wilshire: *Creep Behavior of Crystalline Solids*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Pineridge Press, U. K., (1985), 201.
- (8) D. R. Hayhurst, D. A. Lavender, N. G. Worley and A. Salim: Int. J. Press. Vess. Pip., **20**(1985), 289.
- (9) K. Maruyama, C. Harada and H. Oikawa: Trans. ISIJ, **26**(1986), 212.
- (10) S. G. R. Brown, R. W. Evans and B. Wilshire: Mater. Sci. Eng., **84**(1986), 147.
- (11) K. Maruyama and H. Oikawa: Proc. Int. Conf. on Creep '86, 日本機械学会, (1986), 373.
- (12) S. G. R. Brown, R. W. Evans and B. Wilshire: Mater. Sci. Technol., **3**(1987), 23.
- (13) K. Maruyama and H. Oikawa: Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol., **109**(1987), 142.
- (14) G. Li, T. Sakai and T. Endo: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1987), 807.
- (15) S. G. R. Brown: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1987), 829.
- (16) 李 戈, 酒井 柘, 遠藤孝雄: 日本材料強度学誌, **22**(1988), 133.
- (17) R. W. Evans: Mater. Sci. Technol., **5**(1989), 699.
- (18) K. Maruyama, C. Tanaka and H. Oikawa: Trans. ASME J. Press. Vess. Technol., **112**(1990), 92.
- (19) K. Maruyama, H. Kushima and T. Watanabe: ISIJ Int., **30**(1990), 817.
- (20) Y. Z. Li, M. C. Ngugen and H. H. Over: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 961.
- (21) N. G. Taylor, B. R. Twaddle and R. C. Hurst: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 985.
- (22) R. W. Evans, A. A. Fadlalla and B. Wilshire: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 1009.
- (23) R. W. Evans: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 1017.
- (24) R. W. Evans: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 1055.
- (25) G. Lewis and C. -C. Chuang: Fusion Eng. Des., **13**(1991), 407.
- (26) A. K. Koul: Mater. Sci. Eng., **A138**(1991), 213.
- (27) 九島秀昭, 渡部 隆, 八木晃一, 丸山公一: 鉄と鋼, **78**(1992), 918.
- (28) H. Mimura, M. Ohgami, H. Naoi and K. Maruyama: Proc. VGB Conf. on Residual Service Life, Mannheim, (1992), 6, 1-6, 11.
- (29) K. Kobayashi: *Aspects of High Temperature Deformation and Fracture*, Y. Hosoi, H. Yoshinaga, H. Oikawa and K. Maruyama, Jpn. Inst. Met., (1993), 617.
- (30) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会誌, **50**(1986), 701; Trans. JIM, **28**(1987), 291.
- (31) K. Maruyama and H. Oikawa: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1987), 815.
- (32) K. Maruyama, C. Tanaka and H. Oikawa: *Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture*, Ed. by A. S. Krawsz et al., Kluwer Academic Publ., Dordrecht, (1990), 165.
- (33) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会誌, **55**(1991), 1189.
- (34) K. Maruyama, T. Takahashi and H. Oikawa: Mater. Sci. Eng., **A153**(1992), 433.
- (35) H. Kushima, K. Kimura, K. Yagi, C. Tanaka and K. Maruyama: *Aspects of High Temperature Deformation and Fracture*, Ed. by Y. Hosoi, H. Yoshinaga, H. Oikawa and K. Maruyama, Jpn. Inst. Met., (1993), 609.
- (36) 九島秀昭, 木村一弘, 八木晃一, 丸山公一: 材料とプロセス, **6**(1993), 1626.
- (37) 吉田冬樹, 松田則男, 松浦圭助: 日本金属学会誌, **56**(1992), 390.
- (38) 丸山公一: 鉄と鋼, **78**(1992), 1617.
- (39) 及川 洪: 日本金属学会会報, **25**(1986), 514.
- (40) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, **73**(1987), 26.
- (41) H. Oikawa and K. Maruyama: *Rheology of Solid and of the Earth*, Ed. by S. Karato and M. Toriumi, Oxford Univ. Press, (1989), 42.
- (42) H. Oikawa and K. Maruyama: Fusion Eng. Design, **19**(1992), 321.
- (43) H. Oikawa and K. Maruyama: *Modelling of Plastic Deformation and its Engineering Application*, Ed. by S. I. Andersen et al., Riso National Lab., (1992), 79.
- (44) N. Christodoulou: Scripta Metall., **20**(1986), 1041.
- (45) M. Maldini and V. Lupinc: *Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture*, Ed. by A. S. Krawsz et al., Kluwer Academic Publ., Dordrecht, (1990), 173.
- (46) M. Maldini and V. Lupinc: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, Inst. Met., London, (1990), 951.
- (47) R. W. Lund and W. D. Nix: Acta Metall., **24**(1976), 469.
- (48) 大南正英: 環境・高温強度学(総合材料強度学講座7), 大谷隆一, 駒井謙治郎編, オーム社, (1984), 179.
- (49) B. F. Dyson and D. McLean: Metal Sci., **11**(1977), 37.
- (50) H. Ota, K. Maruyama and H. Oikawa: *Strength of Metals and Alloys*, Ed. by D. G. Brandon et al., Freund Publ. House, London, (1991), 343.
- (51) B. J. Cane: Metal Sci., **12**(1978), 102.
- (52) 新谷紀雄, 田中秀雄, 京野純郎, 横井 信: 鉄と鋼, **70**(1984), A237.
- (53) F. Garofalo: *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals*, The Macmillan Co., New York, (1965), 2 章.
- (54) L. D. Blackburn: *The Generation of Isochronous Stress-Strain Curves*, Ed. by A. O. Schaefer, ASME, New York, (1972), 15.
- (55) G. F. Hancock and B. R. McDonnell: Phys. Status Solidi, **a4**(1971), 143.
- (56) B. Million and J. Kucera: Kovove Mater., **22**(1984), 372.
- (57) 九島秀昭, 渡部 隆, 八木晃一, 田中千秋, 丸山公一: 学振123委員会研究報告, **33**(1992), 143.