

クリープ曲線データ解析に基づく耐熱合金設計の概念

© 1992 ISIJ

論 文

丸 山 公 一*

A Concept of High Temperature Alloy Design Based on Creep Curve Data Analysis

Kouichi MARUYAMA

Synopsis :

Creep curve analysis based on the modified θ concept provides three material constants, α , A and B , which can specify the creep process of alloys quantitatively: α is the rate constant of deformation, A is small when strain hardening is significant, and B is large when microstructural degradation is substantial. In order to utilize these material constants for high temperature alloy design, the following problems must be solved: the correlation between the material constants and the important creep properties (minimum creep rate $\dot{\epsilon}_m$ and rupture life t_r), and the method to control the material constants.

The creep properties are related to the material constants by the following simple equations :

$$\dot{\epsilon}_m = 2\alpha\sqrt{AB}, \quad t_r = [\ln(\dot{\epsilon}_r/B)]/\alpha$$

These equations contain only one more parameter (rupture strain ϵ_r) in addition to the three material constants. This simplicity is of practical benefit in alloy design on the basis of the modified θ concept. The material constants can be controlled by several metallurgical means. For example, reduction of diffusivity in matrix and precipitation of second phase lower the rate constant α , resulting in the improvement of both $\dot{\epsilon}_m$ and t_r . Coarsening of grains in matrix and stabilization of precipitates reduce the weakening constant B , and consequently improve mainly $\dot{\epsilon}_m$. Though the present knowledge of the material constants control is still limited, further creep curve analysis on various other materials will enable us to construct a comprehensive alloy design system.

Key words : heat-resisting steel; intermetallics; alloy design; creep; constitutive equation; precipitation strengthening; grain size; diffusivity; data base.

1. 緒 言

耐熱材料の性能向上に関する長年の研究成果として、高温強度特性に関する多くのデータが蓄積されている。それを今後の耐熱構造材料開発に有効に利用するには、実験データのデータベース化が必要である。データベース化によって材料の挙動を特徴づけるいくつかの材料定数が得られる。このデータベースを耐熱合金設計に結びつけるには、(1)材料定数とクリープ特性の関係、および(2)材料定数制御手法という2つの課題を解決しておかなければならない。ここではクリープ曲線データを対象とし、それを θ 法¹⁾²⁾を用いてデータベース化する場合を念頭におく。そして、その結果を合金設計に結びつけるために上記2つの課題を検討する。

クリープ強度は組織(強化析出物の形態や熱的安定性、母相の結晶粒径など)の違いによって大きく変化する。ところで、耐熱合金設計の手法はこれまでも多くの提

案がなされている(たとえば、文献3~6))。しかし、組織制御の総合的方針が確立された段階には至っていない。そこでここでは、組織制御の方針についても検討する。

2. クリープ曲線のデータベース化から得られる材料定数

2.1 合金設計に必要な情報

高温構造材料の許容応力は、一般に、10万時間で1%のひずみを生ずる応力(変形抵抗)と10万時間破断応力の2/3のいずれか小さい方で決まる。たとえば、変形抵抗だけが向上しても、破断応力が向上しなければ材料としての強度すなわち許容応力は向上しない。したがって、高温材料の性能向上には、変形抵抗と破断応力をバランスよく共に向上させる必要がある。なお、ここでは変形抵抗の代表値として最小クリープ速度を用いることにする。

平成4年1月10日受付 平成4年6月5日受理 (Received on Jan. 10, 1992; Accepted on June 5, 1992)

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

Fig. 1には、同一温度・応力における3種類のフェライト鋼の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と破断寿命 t_r が示されている。2.25Cr-1Mo鋼, 1Cr-1Mo-0.3V鋼, 12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb鋼の順に $\dot{\epsilon}_m$ が低下し, t_r が増加する。すなわち, この順に高温強度が向上している。この例を合金設計に利用するには, 強度向上の原因を知らなければならない。図中の2本の矢印はほぼ同じ方向であり, 2.25Cr-1Mo鋼から1Cr-1Mo-0.3V鋼への強化と1Cr-1Mo-0.3V鋼から12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb鋼への強化は同一原因による一連の強化と見ることも可能である。しかし, $\dot{\epsilon}_m$ と t_r という最終的な特性だけでは強化機構を議論するには情報不足で, 材料内で何が起きていたかに関する詳細な情報が必要である。材料内でおきていたことを知る手段は数多くある。ここでは, その中から, クリープ曲線データの解析を選ぶことにする。

2.2 θ 法による解析から得られる材料定数

材料内でおきていたことを推定するためのクリープ曲線データ解析には, クリープ曲線を記述する構成式が必要である。この構成式として種々のものが提案されている。ところで実用耐熱合金の多くは析出物で強化されており, その析出物は時間経過とともに凝集粗大化する。このように組織に定常状態のない実用耐熱合金のクリープは非定常変形と考える方がよい¹⁰⁾。非定常クリープを対象とする(定常クリープ項を含まない)構成式には θ 法¹²⁾と CRISPEN¹¹⁾がある。ここではその中から改良 θ 法²⁾を選ぶことにする。

改良 θ 法ではクリープ曲線を次式で表現する²⁾。

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

ここで ϵ_0 は弾性+擬弾性ひずみに関係する定数, A と B はそれぞれ加工硬化および組織変化に関係する定数, α は変形速度定数である。(1)式は, 変形により加工硬化がおきる一方で, 組織劣化(析出物粗大化, 動的再結晶など)も同時進行するという状況を想定している。ただし, 1次クリープも3次クリープも同一の変形機構(たとえば転位クリープ)で変形しているという前提のもとに, 第2項と第3項の速度定数は同一の値となっている。なお, その物理的背景の詳細は文献10)で検討されている。

(1)式を用いてクリープ曲線をデータベース化すると3つの材料定数 A, B, α が得られる。なお, 材料が使われる降状応力以下の低応力では ϵ_0 は弾性ひずみの2倍程度の小さな値で, その値は材料によらずほぼ一定である¹²⁾¹³⁾。そこでここでは, ϵ_0 を検討対象から除くことにする。3つの材料定数は次のような意味をもっている。 A は, (1)式の形から明らかなように, 1次クリープ

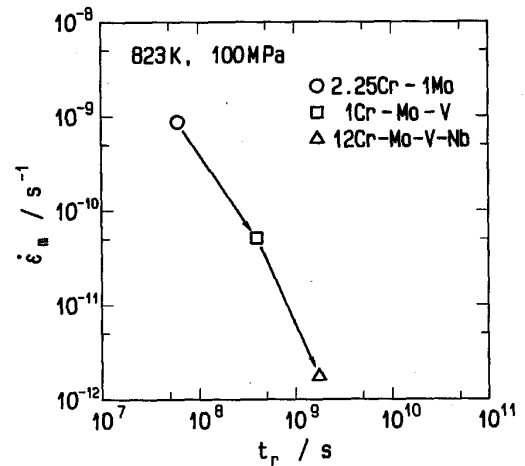


Fig. 1. Minimum creep rates, $\dot{\epsilon}_m$, and rupture lives, t_r , of 2.25Cr-1Mo⁷⁾, 1Cr-1Mo-0.3V⁸⁾ and 12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb⁹⁾ steels at 823 K and 100 MPa.

飽和ひずみ量で, 加工硬化が激しい材料ほど小さな値となる。 B は組織変化の程度と関係し, 組織劣化が激しいほど大きな値となる¹³⁾。転位クリープでは変形速度定数 α は次のように表現される¹⁰⁾。

$$\alpha = CD\sigma^n \quad \dots\dots\dots(2)$$

ここで, C は定数, D は拡散係数, n は応力指数であり, α は変形の律速機構と密接な関係にある¹⁰⁾。これらの材料定数とクリープ特性 ($\dot{\epsilon}_m$ と t_r) の関係, および材料定数制御手法が確立できれば, 合金設計が可能となる。

3. 材料定数とクリープ特性の関係

3.1 最小クリープ速度と破断寿命

2.1で述べたように, 検討対象とすべきクリープ特性は最小クリープ速度と破断寿命である。最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は, (1)式の時間の2次導関数が0であることがその条件であり, 各材料定数と次の関係にある。

$$\dot{\epsilon}_m = 2\alpha\sqrt{AB} \quad \dots\dots\dots(3)$$

(1)式のひずみ ϵ を破断ひずみ ϵ_r に, 時間 t を破断時間 t_r に代えると, 次式が得られる。

$$\epsilon_r = \epsilon_0 + A\{1 - \exp(-\alpha t_r)\} + B\{\exp(\alpha t_r) - 1\} \quad \dots\dots(4)$$

破断時(時間が十分に経過した後)には, $1 \gg \exp(-\alpha t_r)$, $\exp(\alpha t_r) \gg 1$ であることを用いて(4)式を解くと, 次の関係が得られる⁹⁾。

$$t_r = [\ln\{(\epsilon_r - \epsilon_0 - A)/B\}]/\alpha \quad \dots\dots\dots(5)$$

この関係が成り立つことはいくつかの材料で実験的に確認されている^{7)~9)12)~14)}。ところで1次クリープが飽和する歪量 $\epsilon_0 + A$ は ϵ_r より十分小さい。したがって, (5)式は次のように近似できる。

$$t_r = [\ln(\epsilon_r/B)]/\alpha \quad \dots\dots\dots(6)$$

以上のように、(1)式の各材料定数は簡単な(3)および(6)式で2つの重要なクリープ特性と関連づけられる。しかも、 $\dot{\epsilon}_m$ と t_r を決める因子は $\alpha, A, B,$ と ϵ_r のみである。2つのクリープ特性を対象としてしかも4つの材料定数のみを考えればよいという単純さが θ 法を合金設計に使う場合の利点となる。ところで、多くの実用金属材料では ϵ_r は0.1~0.5程度の値であり、大幅には変化しない。しかも ϵ_r が関係する(6)式では、 ϵ_r は対数の中に含まれている。したがって、 ϵ_r が極小さい脆性材料を除けば、 ϵ_r は合金設計にそれほど重要な因子ではない。

3.2 総合的強化と部分的強化

(1)式から明らかのように、 α は時間軸のスケーリングファクターで、 α が1/10になれば $\dot{\epsilon}_m$ は1/10に、 t_r は10倍になる。 A および B をそれぞれ1/10にした時のクリープ曲線形状変化の様子がFig. 2に示されている。 A が1/10になる、すなわち加工硬化が激しくなると、1次および2次クリープ域でのひずみ量が低下し、 $\dot{\epsilon}_m$ は $1/\sqrt{10}$ になる。しかし、 t_r は(5)式のように表現され、 A が変化しても t_r はほとんど変化しない。 B の低下すなわち組織安定化は、3次クリープ出現を遅らせる。 B が $B^*=B/r$ となった時の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m^*$ は次のように表現される。

$$\dot{\epsilon}_m^* = 2\alpha\sqrt{AB}/\sqrt{r} = \dot{\epsilon}_m/\sqrt{r} \dots\dots\dots (7)$$

(6)式で与えられる破断寿命 t_r^* は次の値に変化する。

$$t_r^* = \frac{1}{\alpha} \ln \frac{\epsilon_r}{B} \left\{ 1 + \frac{\ln r}{\ln(\epsilon_r/B)} \right\}$$

$$= t_r \left\{ 1 + \frac{\ln r}{\ln(\epsilon_r/B)} \right\} \dots\dots\dots (8)$$

Fig. 3には、最小クリープ速度減少率 $\dot{\epsilon}_m^*/\dot{\epsilon}_m$ と破断寿命増加率の逆数 t_r/t_r^* が $r=B^*/B$ の関数として示されている。 $\epsilon_r/B < \exp 2 (\cong 7.4)$ の時には($\epsilon_r/B=2$ の例参照)、最小クリープ速度減少の程度より破断寿命増加の程度が大きくなることもある。しかし、 r が大きくなると最小クリープ速度減少の方が主となる。 $\epsilon_r/B > \exp 2$ の時には($\epsilon_r/B=10$ の例参照)いかなる r の値に対しても最小クリープ速度低下の方が大きい。ところで、多くの場合、 $\epsilon_r > 0.1, B < 0.01$ であり、 $\epsilon_r/B > 10$ となる。したがって、例外を除けば一般に B の低下(組織安定化)は破断寿命増加より最小クリープ速度低下に大きく寄与する。 ϵ_r の変化は最小クリープ速度には何の影響も及ぼさない。 ϵ_r が r 倍になった時の t_r の増加は(8)式で与えられる。

Fig. 4は以上の結果をまとめたもので、 α, A および B を1/10に、 ϵ_r を10倍にした時の破断寿命増加率

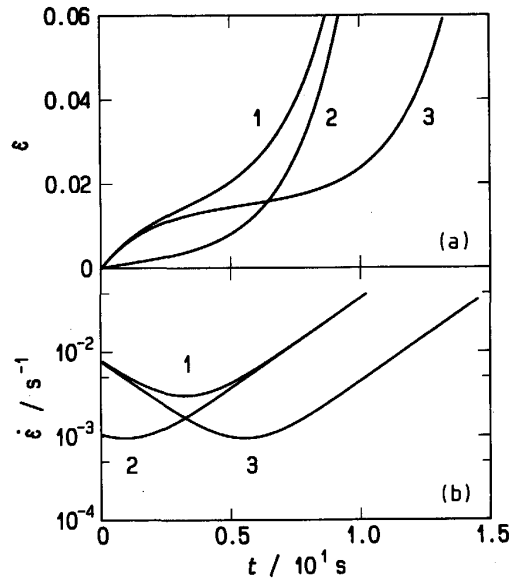


Fig. 2. (a) Creep curves and (b) creep rate vs. time curves calculated by Eq. (1) for a rate constant of deformation, $\alpha = 0.5 \text{ s}^{-1}$. Curve 1: strain hardening constant $A = 1.5 \times 10^{-2}$, weakening constant $B = 6 \times 10^{-4}$. Curve 2: $A = 1.5 \times 10^{-3}$, $B = 6 \times 10^{-4}$. Curve 3: $A = 1.5 \times 10^{-2}$, $B = 6 \times 10^{-5}$.

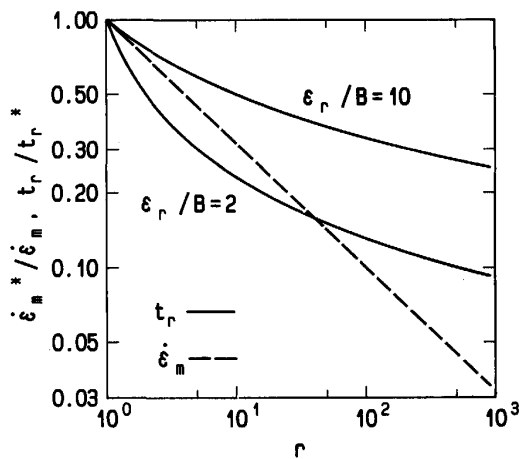


Fig. 3. Effects of the reduction of B on minimum creep rate (dashed line) and rupture life (solid curves). $\dot{\epsilon}_m$ and t_r are the minimum creep rate and rupture life for a given value of B , and $\dot{\epsilon}_m^*$ and t_r^* are those for a reduced value, B^* . $r = B/B^*$, and ϵ_r is the rupture strain.

t_r^*/t_r と最小クリープ速度減少率 $\dot{\epsilon}_m^*/\dot{\epsilon}_m$ が示されている。各材料定数のクリープ特性に対する影響の仕方はすべて同一ではない。変形速度定数 α の減少は、 t_r と $\dot{\epsilon}_m$ を共に向上させ、クリープ強度向上に最も効果的である。一方 A の低下は $\dot{\epsilon}_m$ を減少させるのみである。

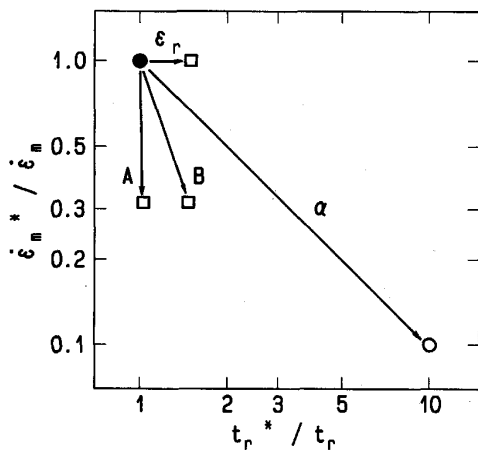


Fig. 4. Decrease in minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_m^* / \dot{\epsilon}_m$, and increase in rupture life, t_r^* / t_r , when α , A or B is reduced to 1/10 or ϵ_r is increased by 10 times. The results were obtained for the case of $B/\epsilon_r = 6 \times 10^{-3}$.

破断ひずみ ϵ_r の増加は逆に t_r を延ばすのみである。B の低下すなわち組織劣化を遅らすことも、主として $\dot{\epsilon}_m$ を向上させる。ここでは、 $\dot{\epsilon}_m$ と t_r を共に向上させる強化手法 (α の変化) を総合的強化と名付けることにする。また、 t_r と $\dot{\epsilon}_m$ のいずれか一方のみを向上させる強化手法 (A, B あるいは ϵ_r の変化) を部分的強化と呼ぶ。このように分類すると、各金属学的強化手法がクリープ特性変化の仕方という観点から総合的強化と部分的強化に大別される。

4. 材料定数の制御

4.1 母相の強化

4.1.1 拡散係数の影響

(2)式は α が拡散係数に比例することを示す。このことは実験的にも確認されている¹⁵⁾。したがって、拡散係数を低下させれば、 α が低下し、総合的強化が期待される。

同一結晶粒径の2種類の γ -TiAl の 1100 K における $\dot{\epsilon}_m$ と t_r が Fig. 5(a) と (b) に示されている。なお、この材料のクリープ挙動の一部は文献 16) に報告されている。一つは化学量論組成 Ti-50 mol% Al で、他はそれから 1 mol% 高 Al 側にずれたものである。化学量論組成の材料に比べると、非化学量論組成のものは $\dot{\epsilon}_m$ が上昇し t_r が短くなる。その差は、組成が 1 mol% しか変わらないにもかかわらず、 $\dot{\epsilon}_m$ も t_r も約 1 桁変わるといふ大きな違いである。

金属間化合物では、化学量論組成からずれると拡散係数が大きくなることが知られている¹⁷⁾¹⁸⁾。このことと

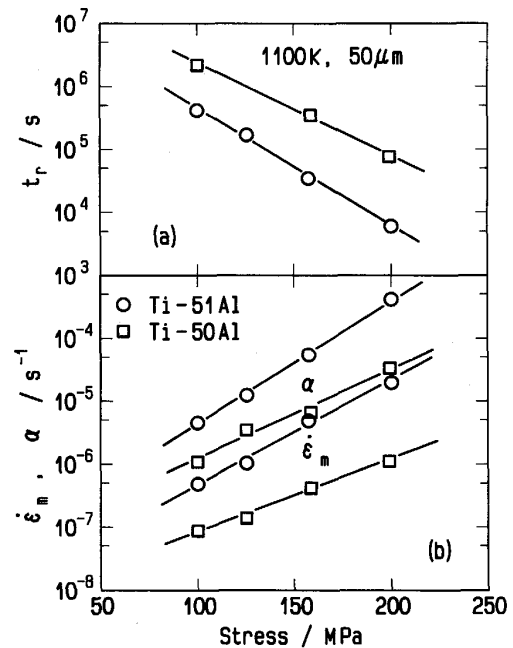


Fig. 5. (a) Rupture life, and (b) minimum creep rate and the rate constant of Ti-50mol%Al (stoichiometric)¹⁶⁾ and Ti-51mol%Al (off-stoichiometric)¹⁶⁾ at the same grain size and temperature.

(2)式から予想されるように、Ti-51 mol% Al では α が約 10 倍大きい値となっており (Fig. 5(b))、それに対応して、 $\dot{\epsilon}_m$ と t_r という2つのクリープ特性が共に低下している¹⁶⁾。この結果は、拡散係数が大きくなるとクリープ強度が低下する例であるが、逆に合金元素添加などで拡散係数を下げることができれば α が低下し総合的強化がおきるという予測を支持する。4.2.1 で述べる4種類の Cr-Mo-V 系耐熱鋼の例では、拡散係数に影響を及ぼさないクロムを添加しても α は変化しない。この結果も拡散係数が α の値を決める重要な因子であることを示している。

金属間化合物の他に、照射で導入される点欠陥が重要な役割をはたす照射促進クリープ、原子価の違う不純物の添加で点欠陥が導入されるイオン結合性セラミックスのクリープなどでは、拡散係数制御 (点欠陥の制御) がクリープ強度向上に重要と考えられる。

4.1.2 結晶粒径の影響

結晶粒径が比較的小さい実用耐熱合金では、結晶粒径がクリープ強度に影響を及ぼすことがよくある。ただし実用合金では、結晶粒径を変化させるための熱処理条件の違いで、他の因子も変化する。そこでここでは、結晶粒径のみが変化する単純な状況を作りだすことができる単相材料の結果を用いて、結晶粒径の影響を検討する。Fig. 6(a) と (b) には、Ti-50 mol% Al の同一温度・応力で

の $\dot{\epsilon}_m$ と t_r が結晶粒径の関数として示されている。結晶粒径が2倍になると $\dot{\epsilon}_m$ は1桁も低下する。しかし、 t_r は結晶粒径増大とともに増加する傾向にあるが、その変化はわずかである。この結果は、 $\dot{\epsilon}_m$ と t_r が同程度に変化する拡散係数の影響 (Fig. 5) とは異なっている。

Fig. 6(b)と(c)には4つの材料定数 α , A , B と ϵ_r の結晶粒径依存性が示されている。 α の値は結晶粒径が変化しても変わらない。このことは結晶粒径制御では総合的強化は期待できないことを示す。 α とは違って、 A , B および ϵ_r は結晶粒径が大きくなると低下する。 γ -TiAlでは結晶粒界移動(動的再結晶を含む)が顕著におき、これが B の値を決める組織劣化の主要因となっている¹⁶⁾。結晶粒径が大きくなると粒界移動で強化する領域の割合が減少し、組織劣化の影響が小さくなる。その結果、結晶粒径増大とともに B が低下する。また、結晶粒径が大きくなると加工硬化の程度が大きくなる (A が小さくなる)。

Fig. 6(b)の $\dot{\epsilon}_m$ に対して引かれた実線は(3)式で計算した値であり、実測値の変化をよく表現している。この結果は、 A および B の結晶粒径依存性が $\dot{\epsilon}_m$ の結晶粒径依存性の主原因であることを示す。(5)式の t_r を決める材料定数のうちで、結晶粒径に依存するのは ϵ_r , A と B である。ただし、これら是对数の中に含まれる項であり、その値が変化しても t_r はあまり変化しない。さらに、結晶粒径増大による B 低下の効果を打ち消すように ϵ_r も低下する。これらの理由で、結晶粒径が増大しても t_r はほとんど変化しない。Fig. 6(a)の t_r に対して引かれた実線は、(5)式による計算値であり、実測値の変化をよく記述している。以上の結果は、結晶粒径制御では B , ϵ_r と A が主として変化し、部分的強化でクリープ強度が向上することを示す。

4.2 強化析出物の制御

4.2.1 析出物安定化

実用耐熱材料の多くは析出物を含んでいる。析出物の種類、形態、安定性などは析出強化材料のクリープ強度に大きな影響を及ぼす。Fig. 7(a)と(b)には、耐熱鋼の $\dot{\epsilon}_m$ と t_r の値が比較されている。各材料の組成や熱処理の詳細は文献 19) に報告されている。12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb 鋼は微量の Nb を含むが、すべてが類似の Cr-Mo-V 系耐熱鋼である。これらの材料間での $\dot{\epsilon}_m$ の違いは、 $\sigma/E < 10^{-3}$ の低応力で約 20 倍、高応力では 1000 倍にも達する。しかし、 t_r には、高応力でも最大 100 倍程度、 $\sigma/E < 10^{-3}$ の低応力では 5 倍以下という小さな違いしかない。このように $\dot{\epsilon}_m$ に比べて t_r の変化が小さいことは、4.1.2 で述べた結晶粒径の影響と類

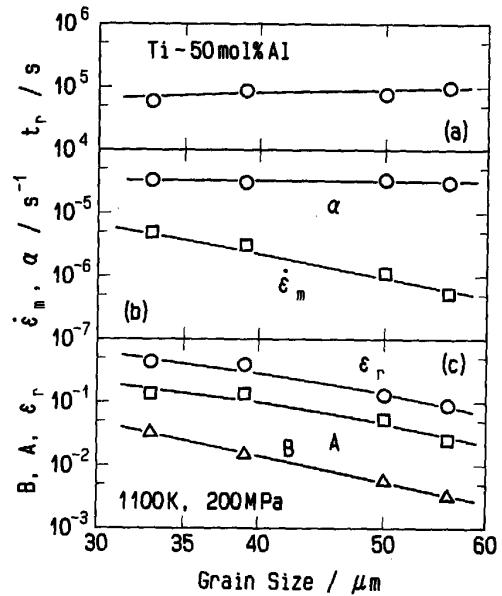


Fig. 6. Grain size dependence of (a) rupture life, (b) minimum creep rate and the rate constant, and (c) the material constants (A and B) and rupture strain in Ti-50mol% Al¹⁶⁾ at the same stress and temperature.

似の部分的強化を示唆する。

Fig. 7(c)には α の値が示されている。なお図中には、微量の Nb を含む 9Cr-2Mo-0.1V-Nb 鋼の結果²⁰⁾も含まれている。 α の値は、高応力では材料間で最大 10 倍違うが、これらの材料が実際に使われている $\sigma/E < 10^{-3}$ の低応力ではまったく違いがない。この結果は、Cr-Mo-V 系耐熱鋼という同種の材料間では、組成を多少変えても総合的強化は期待できないことを示す。ところで、Fig. 7 の各材料間の主な違いはクロム量であり、クロム量が変わっても鉄中の自己拡散係数はほとんど変化しない²¹⁾。したがって、同種材料といえる範囲は、拡散係数が同程度で同じ析出物を含む材料(4.2.2 参照)に限定しておく必要がある。

Fig. 7(d)には弱化的材料定数 B が示されている。(3)式は、 α , A と B が最小クリープ速度に影響することを示す。3種類の材料の α には違いがない。また、 A の違いもわずかである¹⁹⁾。しかし、 B には大きな違いがあり、最も弱い 0.4Cr-0.5Mo-0.3V 鋼で B が大きく、最も強い 12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb 鋼で B が最小である。この B の変化は $\dot{\epsilon}_m$ の変化と対応している。このことから、これらの材料間でのクリープ強度向上は B の低下がその原因であることがわかる。そして、 B 低下による部分的強化であるために t_r の向上は $\dot{\epsilon}_m$ に比べて小さい。析出強化材料では B の低下は析出物安定化に

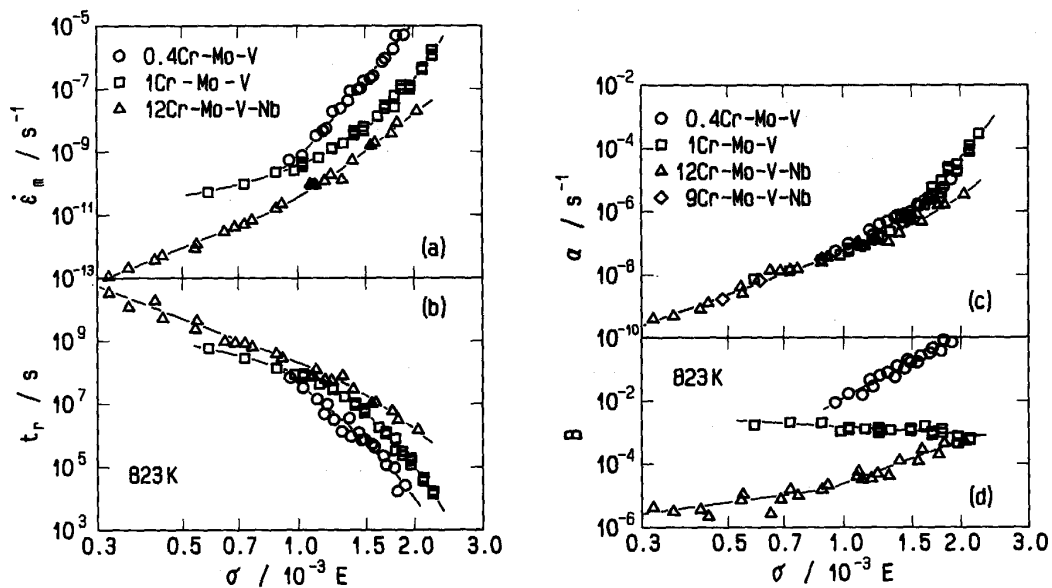


Fig. 7. (a) Minimum creep rate, (b) rupture life, (c) the rate constant, and (d) the weakening constant of 0.4 Cr-0.5 Mo-0.3 V¹⁾, 1 Cr-1 Mo-0.3 V⁸⁾, 12 Cr-0.5 Mo-0.3 V-Nb⁹⁾ and 9 Cr-2 Mo-0.1 V-Nb²⁰⁾ steels at 823 K.

対応することが実験的に示されている¹³⁾。組織観察による確認はなされていないが、Nb 添加が析出物の熱的安定性を増し析出物粗大化を抑制することは容易に予想される。この結果は逆に、析出強化粒子の熱的安定性を増すと、 B が低下し、部分的強化がおきることを示唆する。

4.2.2 析出物の種類変化

2 種類の Cr-Mo 鋼 (2.25Cr-1Mo 鋼⁷⁾ と 1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼²²⁾ の α の値を Fig. 8 に示す。比較のために、Cr-Mo-V 系耐熱鋼の代表例として 12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb 鋼の結果も併記されている。4 種類の Cr-Mo-V 系耐熱鋼で α に違いがないのと同様に、同種の Cr-Mo 鋼でも α の違いはわずかである。Fig. 7 の Cr-Mo-V 系耐熱鋼では、材料間での α の違いは $\sigma/E=1.5 \times 10^{-3}$ で最大 5 倍、それ以下の応力ではさらに小さな違いとなる。これに対して、Cr-Mo-V 系と Cr-Mo 系耐熱鋼の違いは、 $\sigma/E < 5 \times 10^{-4}$ では約 10 倍、 $\sigma/E > 5 \times 10^{-4}$ ではさらに大きく 100 倍にも達する。したがって、Cr-Mo-V 系と Cr-Mo 系耐熱鋼では α は異なる値をとり、両者の間で総合的強化がおきていと結論される。

Cr-Mo-V 系と Cr-Mo 系耐熱鋼の組成に関する違いは、微量の V や Nb の有無のみである。このわずかな組成の違いが 10 倍という大きな拡散係数の変化を生ずることはない。したがって、Cr-Mo-V 系と Cr-Mo 系耐熱鋼の α の違いは、拡散係数以外にその原因を求めなければならない。Cr-Mo 系耐熱鋼では、 Mo_2C が主

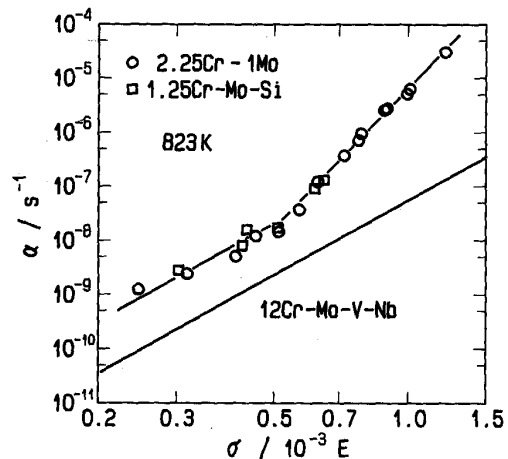


Fig. 8. The rate constant of 2.25 Cr-1 Mo steel⁷⁾ and 1.25 Cr-0.5 Mo-Si steel²²⁾ at 823 K together with that of 12 Cr-0.5 Mo-0.3 V-Nb steel.

たる粒内析出物である。これに対して Cr-Mo-V 系耐熱鋼では、より微細なバナジウム炭化物 (あるいはバナジウム-ニオブ炭窒化物) が導入される。 α の値は拡散係数のみならず変形の律速過程とも密接に関係している¹⁰⁾。そして、析出粒子形態を大幅に変化させたアルミニウム合金の実験で、析出粒子を微細化すると α が低下することが確認されている²³⁾。したがって、析出物形態の違いが Cr-Mo-V 系と Cr-Mo 系鋼の α の違いの主原因と考えられる。このことは逆に、転位運動に対する主たる障害となる析出物の大幅な形態変化あるいは

新たな析出物の導入は α を低下させ、総合的強化をひきおこすことを示唆する。

2・1 で述べたように、Fig. 1 に示されている最終的なクリープ特性のみの情報では、これらの材料間の強化を同一原因による一連の強化と見ることも可能である。しかし、2.25Cr-1Mo 鋼と 1Cr-1Mo-0.3V 鋼の間では α 低下による総合的強化がおきており、1Cr-1Mo-0.3V 鋼と 12Cr-0.5Mo-0.3V-Nb 鋼の間では B 低下による部分的強化しかおきない。すなわち、改良 θ 法を用いて詳細な検討を行うと、2つの異なる原因により強化されていたことがわかる。このように、改良 θ 法によるクリープ解析は、クリープ強度向上の詳細を知りそれを合金設計に応用するのに有意義な情報を与えてくれる。

5. 結 言

(1)式に基づく改良 θ 法を用いてクリープ曲線データをデータベース化する場合を念頭におき、その結果を耐熱合金設計に結びつける方法を検討した。(1)式によるデータベース化で3つの材料定数 A , B , α が得られる。この結果を合金設計に結びつけるには、まずこれら材料定数と主要なクリープ特性(最小クリープ速度と破断寿命)との関係を知らなければならない。改良 θ 法では、各材料定数は(3)および(6)式という簡単な式でクリープ特性と関連づけられる。しかも A , B , α と破断ひずみのみを考えれば2つのクリープ特性すべてが検討できる。この単純さが改良 θ 法を使う利点である。なお、改良 θ 法という観点に立つと、種々の強化手法が最小クリープ速度と破断寿命を共に向上させる総合的強化と一方のみを重点的に向上させる部分的強化に大別される。

次に必要なことは材料定数制御手法の確立である。母相に関して言えば拡散係数の制御、強化析出物についてはその導入は、クリープ速度と破断寿命を共に向上させ最も効果的な総合的強化をひきおこす。これに対して、母相の結晶粒径制御や強化析出物の熱的安定性の向上は、主として変形抵抗を向上させる部分的強化に導く。ただし、これらの結果は現在得られる限られた情報に基づくものであり、すべての材料に適用できるか否かの検討は必要である。また、母相積層欠陥エネルギーの制御、強化析出物の形状や数の制御がどのような強化を導くかなども検討し材料定数制御手法をさらに明確にする必要がある。

本研究の遂行に際して多くの助言をいただいた東北大学工学部材料物性学科及川洪教授に感謝いたします。

また、本研究は文部省科学研究費一般研究 C (No. 03650564) と(財)豊田理化学研究所からの補助のもとに行われたことを付記し謝意を表します。

文 献

- 1) R. W. Evans and B. Wilshire: Creep of Metals and Alloys (1985)[The Inst. Metals, London]
- 2) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 26
- 3) 渡辺力蔵, 九重常男: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 2274
- 4) 原田広史, 山崎道夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1059
- 5) 森永正彦, 湯川夏夫, 足立裕彦: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1441
- 6) 辻 一郎, 岡田郁生: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 574
- 7) K. Maruyama, H. Kushima and T. Watanabe: ISIJ Int., **30** (1990), p. 817
- 8) K. Maruyama and H. Oikawa: Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol., **109** (1987), p. 142
- 9) K. Maruyama, C. Harada and H. Oikawa: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **26** (1986), p. 212
- 10) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会誌, **55** (1991), p. 1189
- 11) B. F. Dyson and M. McLean: ISIJ Int., **30** (1990), p. 802
- 12) K. Maruyama, C. Tanaka and H. Oikawa: Trans. ASME, J. Press. Vess. Technol., **112** (1990), p. 92
- 13) 九島秀昭, 渡辺 隆, 八木晃一, 丸山公一: 鉄と鋼, **78** (1992), p. 918
- 14) G. Li, T. Sakai and T. Endo: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. Wilshire and R. W. Evans (1987), p. 803 [The Inst. Metals, London]
- 15) K. Maruyama, C. Tanaka and H. Oikawa: Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture, ed. by A. S. Krausz, J. I. Dickson, J-P. A. Immarigeon and W. Wallace (1990), p. 165 [Kluwer Academic Publ., Dordrecht]
- 16) K. Maruyama, T. Takahashi and H. Oikawa: Mater. Sci. Eng. A, **153** (1992), p. 433
- 17) A. Ball and R. E. Smallman: Acta Metall., **14** (1966), p. 1349
- 18) R. R. Vandervoort, A. K. Mukherjee and J. E. Dorn: Trans. ASM, **59** (1966), p. 930
- 19) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 701
- 20) K. Maruyama and H. Oikawa: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. Wilshire and R. W. Evans (1987), p. 815 [The Inst. Metals, London]
- 21) B. Million and J. Kucera: Kovove Mater., **22** (1984), p. 372
- 22) 九島秀昭, 渡部 隆, 八木晃一, 田中千秋, 丸山公一: 材料とプロセス, **4** (1991), p. 1853
- 23) 丸山公一, 太田裕樹, 太井 剛, 及川 洪: 日本金属学会講演概要 1992 年春期 (1992), p. 95