

加速試験条件下における2.25Cr-1Mo鋼の クリープ挙動解析

戴 国政*・増山 不二光*²・遠藤 孝雄*³

Creep Behavior Analysis of a 2.25 Cr-1Mo Steel under Accelerated Test Conditions

Kuocheng TAI, Fujimitsu MASUYAMA and Takao ENDO

Synopsis : Creep behavior has been studied of a 2.25 Cr-1Mo steel under accelerated test conditions. The experimental results show that the minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_m$, is well expressed by an equation from which an Arrhenius term is absent. This fact implies that the state equation for minimum creep rate fails to reflect the unique rate controlling process relevant to the creep mechanism. In a strain region where $\epsilon > \epsilon_m$ (ϵ_m : strain corresponding to $\dot{\epsilon}_m$), the value of $\ln \dot{\epsilon}$ increases linearly with increasing strain, and the slope of the straight lines decreases with increasing initial stress. This fact shows implicitly that microstructure becomes hard at high stresses and soft at low stresses although creep rate increases with increasing time. The relation between creep life (t_r) and $\dot{\epsilon}_m$ is expressed by an equation, $\dot{\epsilon}_m^Y \cdot t_r = K_{M-G}$ or $\dot{\epsilon}_m^{Y'} \cdot (t_r / \epsilon_r) = K_{D-M}$, where Y , Y' , K_{M-G} and K_{D-M} are constants. The time to minimum creep rate (t_{min}) was connected with creep life irrespectively of stress and temperature by an equation of $t_{min} = 0.111 \times t_r^{1.07}$. When the extent of structural degradation is expressed by a minimum creep rate ratio of used to unused specimens, the remaining creep life of degraded materials is readily converted into the minimum creep rate ratio.

Key words : creep life ; minimum creep rate ; 2.25 Cr-1Mo steel ; Monkman-Grant rule ; creep behavior ; Dobes-Milicka rule.

1. 緒言

既設の火力発電設備の多くは累計運転時間が10万時間を越えているが、なお運転が予定されている。これらの経年発電設備には火力発電用耐熱鋼として2.25Cr-1 Mo鋼が多用されているが、経年劣化が進んでいる。これらの既設発電設備等に適切な保守管理を施すためには、使用されている部材の劣化程度を定量的に評価する技術が確立されなければならない¹⁾²⁾。

組織の劣化程度を評価する方法としては、浸透探傷、超音波探傷、金属組織学的変化、硬さ試験や電気抵抗変化などを利用した非破壊検査法などの他に、定期検査の際に抜き取られた抜管材による破壊試験法がある^{3)~5)}。

従来、変形中の組織劣化の調査は、主として中断試験後に金属組織学的方法で行われてきた³⁾⁵⁾⁶⁾。この方法は変形に伴って変化する炭化物の種類、分布、形態変化等に関する直接的な情報が得られる反面、劣化度の定量化と定式化が難しいと云う側面がある。加えて、得られた種々の組織学的因子の内のどの因子が機械的性質にどの程度の影響を及ぼしているのかを定量化するのが一般には容易ではない。

本研究の目的は、抜管材の加速クリープ試験と比較対照される未使用材のクリープ挙動についての基礎資料を得ること、組織劣化材のクリープ寿命を機械的性質で定義できる組織学的因子の変化によって表現できる可能性があるかどうかを議論するための資料を得ることである。

2. 機械的組織因子

純金属やある種の固溶体合金を一定応力の下でクリープ変形すると定常クリープが観測され、その状態方程式は一般に次式で表される⁷⁾。

$$\dot{\epsilon}_s = A_s \sigma^\nu \exp(-Q_c/RT) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 $\dot{\epsilon}_s$ は定常クリープ速度、 σ は応力、 ν は応力指数、 Q_c はクリープの活性化エネルギー、 R はガス定数、 T は試験温度、 A_s は温度及び応力に依存しない定数である。 Q_c の値はその金属の自己拡散の活性化エネルギーに近いことから、変形の律速素過程が転位の上昇運動^{8)~10)}または拡散速度に支配された転位の粘性運動^{11)~13)}と考えられている。

多くの試みにもかかわらず、応力指数を理論的に導くことに成功してはいないが、定常状態における応力指数の値

平成4年12月10日受付 平成5年4月9日受理 (Received on Dec. 10, 1992; Accepted on Apr. 9, 1993)

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

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

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

は本来変形の機構を反映する値でなければならない。第一次クリープについては、定常状態に比して理解が進んでいないが、第一次クリープにおける変形の素過程が定常状態のそれと異なっていると考えるべき積極的な理由がないことから、第1次クリープ領域では A_s よりも大きい A の値が対応し、この値が遷移過程を通して減少して A_s に至ると考えることができるであろう。

析出物で強化された実用合金の場合には、クリープ変形中に生じる析出物間隔の増加などは A の値の増加を引き起こすであろう。そこで、(1)式と変形の素過程が同じであれば、クリープ速度は以下のように記述できると仮定する。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp(-Q_c/RT) \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 A は組織変化に対応する因子で、本報告ではこれを機械的組織因子(以下、単に組織因子)と呼ぶことにする。

析出物を含む実用耐熱鋼では、定常状態が観察されない場合が多い^{14)~17)}。これは、実用耐熱鋼のクリープ試験が通常定荷重の下で行われるので、歪の増加とともに歪速度が増加することも原因の一つと考えられるが、変形の素過程が同じであっても析出強化された組織が変形中に劣化するので組織因子の A が増加し、それにもなって歪速度が増加することも大きな要因と考えられる。また、実用耐熱鋼の最小クリープ速度を(1)式の形で表現すると、一般には純鉄よりも大きな応力指数が得られ、クリープの活性化エネルギーも自己拡散のそれより著しく大きくなることが多い^{15)~17)}。これに対する説明として、組織それ自体が変形中に劣化して見掛け上大きな応力指数が観察されると考えることもできよう。本報では最小クリープを記述する状態方程式の応力指数並びに組織因子が、変形機構と関係づけられる本質的な定数であるか否かについて5・1で議論する。

3. 実験方法

供試材はフェライト系耐熱鋼の2.25Cr-1Mo鋼(STBA24)で、その化学組成は重量%でTable 1 のようである。また、受入れ材の熱履歴は、1213Kで1.8ksオーステナイト化した後、993Kまで炉冷(冷却速度は0.056K/s)、その後大気中で冷却したものである。

クリープ試験片の形状は平行部の直径6mm、標点間距離30mmである。試験温度は803~923Kで、クリープ試験は定荷重方式、初期応力は58.8~245MPaである。クリープ試験の前には、いずれの場合にも試験温度で86.4ks保持して熱的な安定を確認した後に応力を負荷した。

Table 1. Chemical composition of a 2.25Cr-1Mo steel.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.10	0.27	0.43	0.014	0.008	2.07	0.90

4. 実験結果

4・1 クリープ曲線の形状とクリープ破断伸び

Fig. 1 及び 2 は代表的なクリープ曲線の例である。縦軸にはクリープ歪(ϵ)及び刻々の歪速度($\dot{\epsilon}$)、横軸にはクリープ時間(t)をクリープ破断寿命(t_r)で規格化した値で示してある。

本鋼における主要な添加元素であるCrの原子半径は生地Feとほとんど差はないが、Moの原子半径は生地Feに比して約9.4%程大きい¹⁸⁾。それゆえ、応力範囲次第では転位がMoの溶質原子雰囲気を粘性的に引きずりながら運動する場合に観察される逆S字型クリープ曲線¹⁹⁾²⁰⁾の存在も期待されるが、実際にはいずれの温度及び応力範囲においても上に凸な通常の第一次クリープ曲線が観察され、明瞭な逆S字型遷移クリープ挙動や定常状態は観察されなかった。

Fig. 3 はクリープ破断歪及び断面減少率に及ぼす温度及び応力の影響を示したものである。Fig. 3 が示しているように破断歪は断面減少率に比してばらつきが大きい、温度や

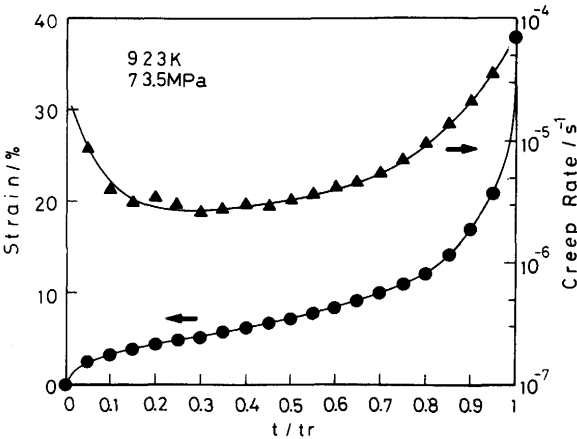


Fig. 1. Creep strain and strain rate as a function of t/t_r . $T=923K$ and $\sigma_0=73.5MPa$. The arrows indicate the corresponding vertical scales.

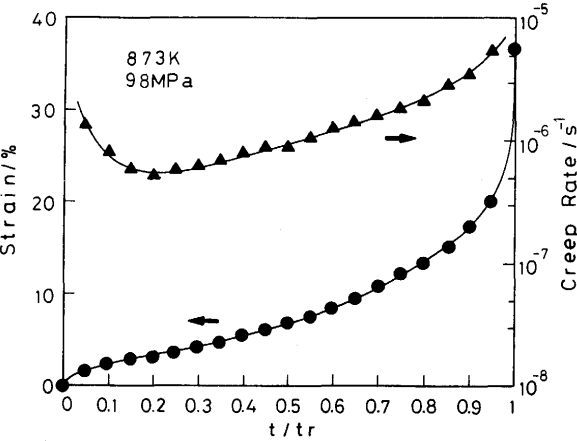


Fig. 2. Creep strain and strain rate as a function of t/t_r . $T=873K$ and $\sigma_0=98.0MPa$. The arrows indicate the corresponding vertical scales.

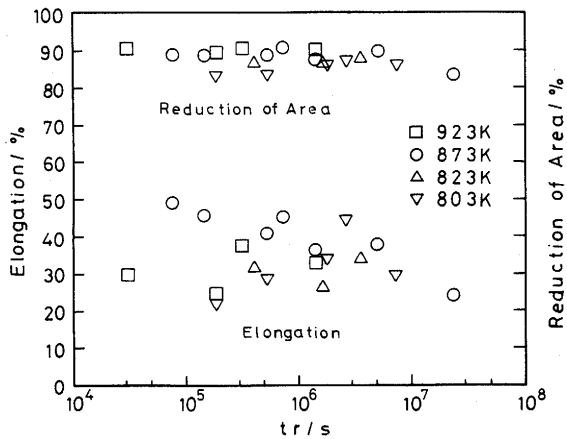


Fig. 3. Reduction of area and elongation at rupture as a function of creep rupture time.

応力に強く依存していない。本研究における破断時間は短いですが、クリープ破断時間が10万時間を越えると破断歪は小さくなることが知られている¹⁷⁾。

4・2 最小クリープ速度の応力及び温度依存性

Fig. 4 及び 5 は最小クリープ速度($\dot{\epsilon}_m$)と温度及び初期応力(σ_0)との関係を両対数及び半対数グラフに図示したものである。Fig. 4 より、 $\dot{\epsilon}_m$ はNorton則に従うが、その応力指数が温度に依存することが分かる。図中には最小自乗法で決定した直線の勾配が示してある。Fig. 4 における4本の直線を低応力側に外挿すると一点で交差するように見える。そこで、これらの直線が一点で交差すると仮定して得た直線の勾配(n)をTable 2 に示した。

また、Fig. 5 が示すように $\dot{\epsilon}_m$ は応力の指数則によっても記述でき、直線の勾配は温度に依存しているが、最小自乗法で決定した直線を図中に示した。Fig. 4 と同様にこれらの直線は一点で交差するように見える。そこでこれらの直線が全て一点で交差すると仮定して得た勾配(β)をTable 2 に示した。

上記の方法で得た定数の値をB及びCとすると、最小クリープ速度($\dot{\epsilon}_m$)と初期応力(σ_0)との関係は(3)式または(4)

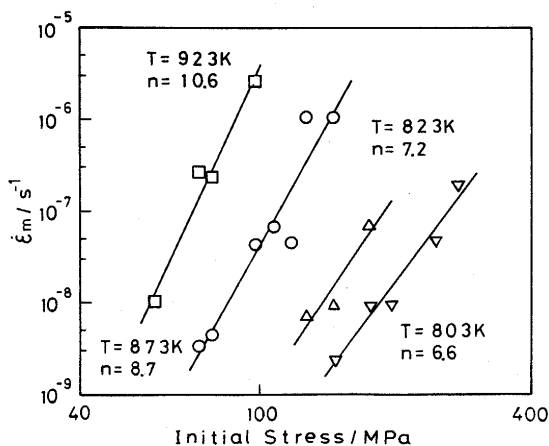


Fig. 4. Double logarithmic plot of minimum creep rate and stress at various temperatures.

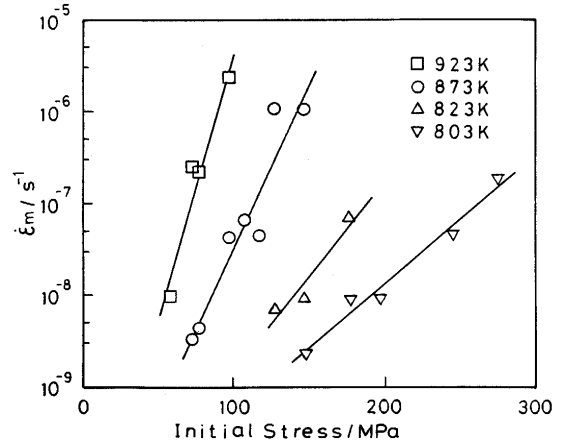


Fig. 5. Semi-logarithmic plot of minimum creep rate and stress at various temperatures.

Table 2. Temperature dependence of constants in the state equations describing minimum creep rate.

T/K	n	β
923	9.51	1.28×10^{-1}
873	8.60	8.08×10^{-2}
823	7.73	4.89×10^{-2}
803	7.29	3.55×10^{-2}

式で表現でき、 $B = 3.8 \times 10^{-25} \text{ s}^{-1}$ 、 $C = 6.3 \times 10^{-12} \text{ s}^{-1}$ となる。Table 2 の値を用いて最小クリープ速度の温度及び応力依存性を表現した式については5・1で述べる。

$$\dot{\epsilon}_m = B \sigma_0^n \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\dot{\epsilon}_m = C \exp(\beta \sigma_0) \quad \dots\dots\dots (4)$$

4・3 クリープ破断寿命特性

クリープ破断寿命(t_r)は、クリープ特性の中でも最も重要なもので、高温構造物の設計の拠り所²¹⁾になる上に劣化材の余寿命推定の際にも参照される。それゆえ、クリープ破断寿命と $\dot{\epsilon}_m$ 、最小クリープ時間に到達するまでの時間 t_m または初期応力 σ_0 との関係を順次以下に示す。

最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と破断時間 t_r の間には多くの場合、Monkman-Grant則²²⁾と呼ばれる関係が成立し、(5)式で表される。

$$\dot{\epsilon}_m^Y \cdot t_r = K_{M-G} \quad \dots\dots\dots (5)$$

一般に、ある温度における応力を指定すると対応する $\dot{\epsilon}_m$ が(3)式から定まるので、 $\dot{\epsilon}_m$ を通して(5)式からクリープ寿命が推定できる。Fig. 6 は $\dot{\epsilon}_m$ と t_r との関係を両対数グラフ上に図示したもので、両者の間には直線関係が成立しており、本鋼においても(5)式が成立することが分かる。Fig. 6 から定められたY及び K_{M-G} はそれぞれ、0.762及び2.07であった。本実験における K_{M-G} の値は金属材料技術研究所のデータ²³⁾を基にして決定した値に比して約33%程低いことが、その理由は明らかではない。これは、本研究で用いた試験片のCrの含有量が0.39%程低いことと関係しているのかもしれない。

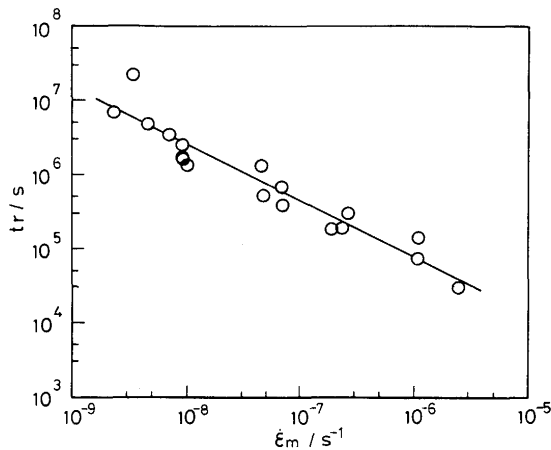


Fig. 6. Relationship between rupture time and minimum creep rate.

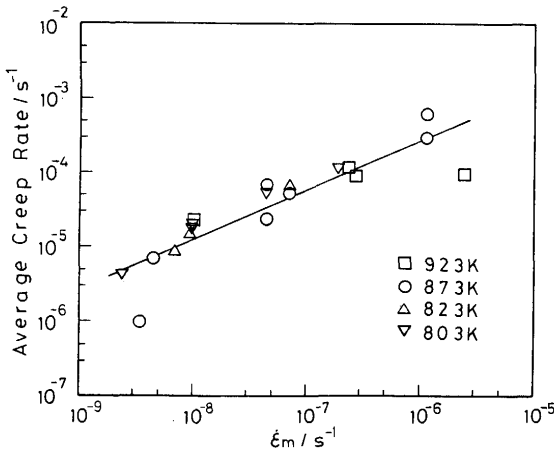


Fig. 7. Relationship between average creep rate and minimum creep rate at various temperatures and stresses.

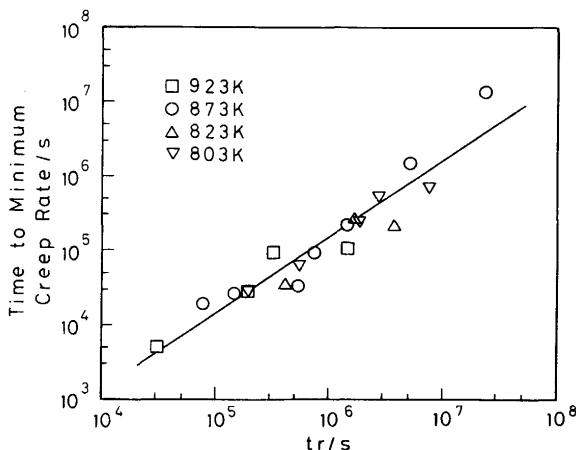


Fig. 8. Relationship between time to minimum creep rate and time to rupture at various temperatures and stresses.

れない。

Dobes-Milicka²⁴⁾は、クリープ破断歪が温度に依存する場合、 K_{M-G} の値がクリープ破断歪に依存することを種々の金

属で見出し、次式が成立することを示した。

$$\dot{\epsilon}_m^{Y'} \cdot (t_r / \epsilon_r) = K_{D-M} \dots\dots\dots (6)$$

Fig. 7は縦軸に t_r / ϵ_r 、横軸にも $\dot{\epsilon}_m$ をとって両対数プロットして(6)式が成立しているかどうかを確認したものである。本鋼ではクリープ破断歪が試験条件でほとんど変化しないが(Fig. 3参照)、(6)式によるプロットの方が僅かながら相関係数が高くなる。別の見方をすれば(6)式は最小クリープ速度と平均クリープ速度(ϵ_r / t_r)との間に一定の関係があることを意味している。

実用的な観点に立てば、クリープ寿命は設計の基準になるので極めて重要である。これと比較すると最小クリープ状態に到達する時間(t_m)の重要度は低いが、最小クリープ速度とクリープ破断時間が(5)式または(6)式で関係づけられること、応力が負荷された直後から最小クリープ状態に到達する時間内に、負荷時に導入された転位組織が回復していくこと、その間に析出物も変化することなどを考慮すると、 t_m も最小クリープ状態を特徴づける重要な情報である。

最小クリープ速度は一般に大変小さい値であるので、試験温度が僅かに変化しても t_m の値には大きな誤差が生じる。本研究では、 θ -投影法¹⁴⁾で最小クリープ速度を決定し、それに至る時間を t_m の値とした。このようにして得た t_m とクリープ破断寿命(t_r)との関係を両対数グラフに示したのがFig. 8である。Fig. 8が示すように、両者の関係は試験温度や応力に関係なく次式で表される。

$$t_{min} = 0.111 \times t_r^{1.07} \dots\dots\dots (7)$$

5. 考察

5・1 最小クリープ速度の記述

本実験の測定温度範囲において、応力が同じであれば同じ組織が対応し、変形の機構も同じであると仮定できるならば、Fig. 4及び5から、次式によってクリープの活性化エネルギー Q_c が求められる。

$$[\partial \ln \dot{\epsilon}_m / \partial (1/T)] = -Q_c / R \dots\dots\dots (8)$$

計算を実行すれば、Fig. 4から得られる Q_c の値は応力が98及び147MPaのとき、それぞれ515kJ・mol⁻¹及び561kJ・mol⁻¹、Fig. 5から求めた Q_c の値は対応する応力のとき、それぞれ520kJ・mol⁻¹及び682kJ・mol⁻¹となる。

通常、純金属および単相合金における定常クリープの活性化エネルギーはその金属の自己拡散の活性化エネルギーに近い⁷⁾。しかし、ここで得られた活性化エネルギーの値は鉄の自己拡散の活性化エネルギー239kJ・mol⁻¹より余りにも大きい⁷⁾。また、図からも明らかのように、(8)式が依拠する仮定の下で得られた活性化エネルギーは、応力が増加すると増加している。これは転位が障害物を越えるときに

外力が活性化過程を助けると考える熱活性化の熱力学的モデル²⁵⁾にも反している。このような結果が得られる理由は、応力が同じであれば同じ組織が対応すると仮定したことに起因すると考えられる。

4・2において指摘したようにFig. 4における4本の直線は低応力で一点で交差するように見えるので、(3)式におけるBの値が温度及び応力に依存しない定数とみなして実験結果を数式表示すると次式が得られる。

$$\dot{\epsilon}_m = B\sigma_0^{n(T)} \quad \dots\dots\dots (9)$$

$$n(T) = 1.83 \times 10^{-2}T - 7.33 \quad \dots\dots\dots (10)$$

上で議論したように、(9)式は熱活性化過程では通常現れるアーレニウス項を含んでいない。この事実も、本実験で得られた最小クリープ速度の状態方程式が³⁾、単一の律速機構に対応していないこと、おそらくは、最小クリープ状態に対応する組織が応力水準によって異なっていることを示すものである。

Fig. 9は縦軸に $\dot{\epsilon}_m/\sigma_0^{aT}$ ($a=1.83 \times 10^{-2}K^{-1}$)、横軸に σ_0 をとって両対数グラフに図示したものである。いずれの温度においても全ての測定点が一本の直線の近くに集まっており、最小クリープ速度が(9)式で首尾よく記述できることを示している。図の勾配から得た値は7.33である。本稿では図を割愛するが、(4)式に基づく最小クリープ速度は以下のように表される。

$$\dot{\epsilon}_m = 6.3 \times 10^{-12} \exp[(7.58 \times 10^{-4} \cdot T - 0.576) \cdot \sigma] \quad \dots (11)$$

最小クリープ速度を単一の式で表記することから生じる問題点を(9)式を例に挙げて述べると以下のようである。すなわち、初期応力が1MPaのときには $\dot{\epsilon}_m$ が温度に依存しないこと、また、試験温度が400Kのときには応力によらず $\dot{\epsilon}_m$ が一定になること、応力がゼロから1MPaの間では見掛けの活性化エネルギーが負の値を取ることも等である。しかし、このようなことは現実には生じないであろう。なぜなら、(7)式が示しているように応力が低くなると最小クリープに到達

する時間が長くなるから、いずれの温度においても組織はより平衡状態に近づくから変形温度の差による組織の差は小さくなる。このような場合には、(2)式におけるAの温度及び応力依存性が小さくなると期待され、見掛けの活性化エネルギーは自己拡散のそれに近づくであろう。このように考えると、(9)式を余り低応力まで外挿すると問題が生じることが分かる。以上のことから推測できるように、(9)式または(11)式で記述される最小クリープ速度の状態方程式は応力と温度によって変化する組織変化を反映している。

従来、最小クリープを記述する状態方程式を定常状態の状態方程式と同様に取り扱い、変形の律速機構についての議論がなされてきたが、最小クリープ速度を記述する状態方程式から変形の機構を議論するときには十分な注意が必要であることを(9)及び(11)式は示している。

5・2 変形にともなう組織の劣化

実用耐熱合金の多くは、熱力学的には非平衡の析出物で強化されているために、クリープ変形中に組織が劣化する^{5)6)26)~28)}。これらの研究によれば、本鋼の高温強度を支えている析出物は、微細に分散したM₂C炭化物と考えられる。Fig. 8から明らかなように、本実験条件において最小クリープに到達する時間は $3 \times 10^4 \sim 3 \times 10^7$ s程度で一定ではない。この間に析出物の形態・分布に変化が生じたとしても不思議ではない。加えて、本研究のような一定荷重のクリープ試験では試験条件に対応した定常の組織に到達する以前に応力の増加にともなう歪速度の増加が始まる可能性もある。本節では、クリープ変形中に組織の劣化が生じていることを機械的性質の変化を通して確かめることにする。

Fig. 10は温度が873K、応力が98MPaにおける刻々の歪速度の対数と歪との関係である。図から分かるように加速クリープ域の比較的広い歪領域にわたって直線で近似できる部分が存在している。本実験は定荷重のクリープ試験であるので歪が増加すると試験片に負荷される実応力が変化し、それによって歪速度が加速される。

いま、体積一定の条件を考慮するならば、ある基準の歪 ϵ_0 から歪が ϵ だけ増加したときの応力 σ は基準応力を σ_0 とすると $\sigma_0 \exp(\epsilon)$ で与えられる。従って、クリープ変形が単一の素過程で進行し、変形機構に固有な応力指数が ν のNorton則で歪速度の応力依存性が記述できるとすれば、歪速度 $\dot{\epsilon}$ は次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon}(\epsilon + \epsilon_0) = \dot{\epsilon}_0 \exp(\nu \epsilon) \quad \dots\dots\dots (12)$$

ここに、 $\dot{\epsilon}$ は歪が ϵ_0 の時の基準歪速度で、機械的組織因子Aが歪に依存せず、しかも単一の素過程で変形が進行すると仮定すれば、 $\dot{\epsilon}_0 = A\sigma_0^\nu$ が成立する。歪の増加にともなうAが変化しなければ、Fig. 10の勾配から変形機構に固有な応力指数 ν が決定できるはずである。Fig. 11は種々の応力で得られたクリープ曲線を基にして歪が8~20%の間の歪速度

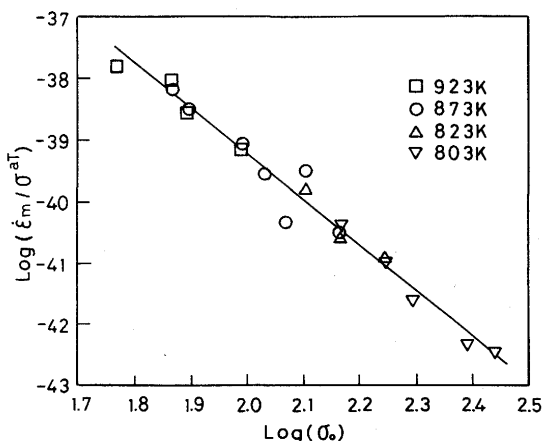


Fig. 9. Normalized plot of $\text{Log}(\dot{\epsilon}_m \cdot \sigma_0^{-aT})$ against $\text{Log } \sigma_0$.

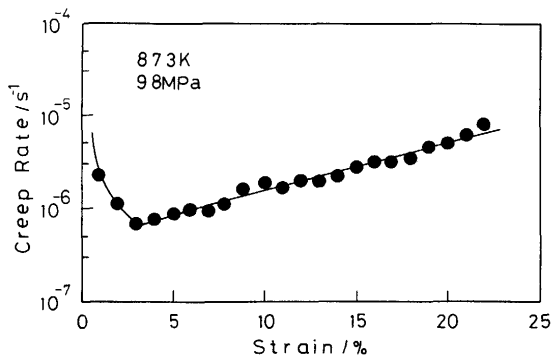


Fig. 10. Relationship between strain rate and creep strain at 873K under an initial stress of 98.0MPa.

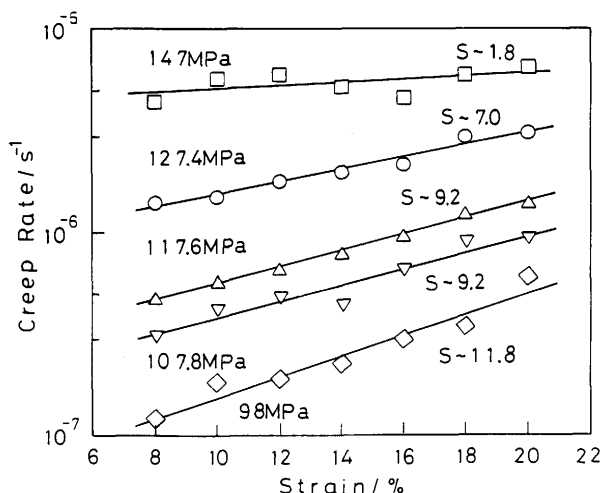


Fig. 11. Relationship between creep rate and strain at 873K. 'S' denotes the slope of the lines.

と歪との関係を図示した結果である。873Kの実験は、応力が73.5~147MPaで行われたが、Fig.11には応力が98~147MPaの結果のみが示されている。理由は応力が73.5から78.4MPaに変化すると勾配が38.6から16.4へと急増加して図が複雑になるからである。Fig.11で注目したい点は、直線の勾配、 $S(= \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \epsilon)$ が応力水準が増加すると減少していることである。この事実は変形条件で機械的組織因子Aが変化していることを暗示している。そこで、仮定を緩めて組織因子が変形中に変化しているとする、(12)式からFig.11の勾配Sとして次式を得る。

$$S = \partial \ln A / \partial \epsilon + \nu \quad (13)$$

本鋼の ν の値は分からないが、純鉄と同程度であると考えたと約7程度⁷⁾であるから、(13)式とFig.11を比較すると応力が高いときには $\partial \ln A / \partial \epsilon$ の値が負であることが分かる。これはAが歪の増加にともなって減少することを意味するから、組織因子に注目すれば第1次クリープ状態である。逆に、応力が低ければ、 $\partial \ln A / \partial \epsilon$ の値が正になり、組織因子が増加、換言すれば組織は劣化している。

ここでは、歪の変化にともなう組織因子の変化に注目し

て議論を進めたが、前節と同様、(3)及び(7)式の定数Bが変形機構に固有な値ではなく、変形の条件で変化する組織因子の変化を通して、見掛け上一定の値になっているとの結論に到達する。すなわち、873Kにおける(3)式の応力指数が、変形機構に固有な値であるならば、Fig.11における勾配は変形条件にかかわらず、8.64でなければならないが、Fig.11から得られる実際の値とは掛け離れている。このように考えると、(2)式における組織因子が変形条件で変化するれば、素過程の応力指数が ν であっても見掛け上 ν よりも高い値が出たり、時には低い値が実験的に得られたとしても驚くには当たらない。

5・3 組織の劣化度とクリープ寿命との関係

今まで見てきたように、最小クリープを記述する定数B及びnが変形の機構に固有な値ではなく組織の劣化度によって変化的こと、変形中に生じる組織因子の変化すなわち $\partial A / \partial \epsilon$ が変形条件によって変化的ことが明らかになった。ここでは、組織の劣化度を表記する方法について議論する。

歪速度は、定常状態の状態方程式の類推から、一般に以下のように表されるであろう。

$$\dot{\epsilon}_m = A \cdot F(\sigma) \quad (14)$$

ここに、Aは組織因子、 $F(\sigma)$ は変形機構に固有な応力の関数である。この応力関数は一般に負荷応力のべき乗、分散物のために「しきい応力」が存在する場合は負荷応力としきい応力の差のべき乗に比例する。いま、組織劣化材においても、未使用材においても変形の素過程は同じと仮定すると応力関数は等しいから、組織劣化材の歪速度 $\langle \dot{\epsilon}_m \rangle$ は以下のように表される。

$$\langle \dot{\epsilon}_m \rangle = \langle A \rangle \cdot F(\sigma) \quad (15)$$

ここに、 $\langle A \rangle$ は組織劣化材の組織因子である。いま、未使用材の歪速度を(14)式で、使用材の歪速度を(15)式で表すと、両者を同じ温度及び応力で加速クリープ試験を行ったときの最小クリープ速度の比を取ると次式が得られる。

$$\langle A \rangle / A = \langle \dot{\epsilon}_m \rangle / \dot{\epsilon}_m \quad (16)$$

この式は最小クリープ速度の比が組織の劣化度を表し、この逆数はゼロと1の間の値になる。

本鋼のクリープ破断は、ポイドの生成と連結で支配されるような破断様式ではなく、粒内組織の劣化に支配されている²⁹⁾³⁰⁾。また、破断歪が本実験の範囲内では応力及び温度に依存しないので(Fig. 3 参照)、劣化材に対しても未使用材に対しても粗い近似では同じMonkman-Grant定数 K_{M-G} を用いることができるであろう。このとき組織の劣化度はクリープ寿命の比として以下のように表される。

$$\langle A \rangle / A = t_r / \langle t_r \rangle \quad (17)$$

ここで、劣化材の寿命消費率(L.C.R.)を組織の劣化度で表す

ならば、劣化材の寿命消費率は次式で表される。

$$L.C.R=1-A/\langle A \rangle=1-\langle t_r \rangle/t_r \dots\dots\dots (18)$$

$\langle A \rangle/A$ を評価するのに、(6)式から t_m を用いることもできるが、加速試験の場合は、 t_m よりも測定が容易なクリープ寿命の比を用いることもできよう。

従来は金属組織学的手法で定義されてきた組織の劣化度を上記のように機械的試験で得られる最小クリープ速度の比で表し、この値を用いて組織の劣化度とクリープ寿命を結び付けることができる可能性を示唆しており、この手法を時効処理材の組織劣化に適用した例は別報³¹⁾に示す。

6. 結言

クリープ変形中の組織劣化、余寿命推定の基礎資料を得る目的で、温度は803~923K、初期応力58.8~245MPaで2.25Cr-1Mo鋼の定荷重のクリープ試験を行い次の結果を得た。

1) クリープ曲線の第一段階は上に凸で、続いて最小クリープ速度を呈し、比較的長い加速クリープ領域を経て破断に至る。クリープ破断歪は本実験の範囲において温度及び応力にほとんど依存しない。

2) 最小クリープ速度の温度及び応力依存性は次式で表される。

$$\dot{\epsilon}_m/s^{-1}=3.8 \times 10^{-25} \cdot (\sigma_0/MPa)^{a(T/K)-b}$$

または、

$$\dot{\epsilon}_m/s^{-1}=6.3 \times 10^{-12} \exp \{ [7.58 \times 10^{-4} \cdot (T/K) - 0.576] \cdot (\sigma_0/MPa) \}$$

ここに、 σ_0 は初期応力(MPa)、 T は試験温度(K)、 a 、 b は定数で、それぞれ 1.83×10^{-2} 及び7.33である。

3) 最小クリープ速度に対応する組織は定常クリープに対応する組織のように温度及び応力に依存しない一定の組織ではない。

4) クリープ寿命と最小クリープ速度との関係は、次式で関係づけられる。

$$\dot{\epsilon}_m^{Y'} / s^{-1} \cdot t_r / s^{-1} = K_{M-G}$$

または、

$$\dot{\epsilon}_m^{Y'} / s^{-1} \cdot (t_r / \epsilon_r) / s^{-1} = K_{D-M}$$

ここに、 Y 及び Y' はそれぞれ、0.762及び0.784、 K_{M-G} 及び K_{D-M} は、それぞれ 5.76×10^{-4} 及び2.07である。

5) 最小クリープ速度に到達するまでの時間とクリープ破断時間との関係は以下のように表される。

$$t_{min}/s^{-1}=0.111 \times t_r^{1.07}/s^{-1}$$

6) 機械的組織因子は変形履歴に依存して変化する。このことを利用して、長時間使用した材料の組織の劣化度を加速クリープ試験におけるクリープ寿命と関係づけて評価する方法を提案した。

文 献

- 1) 新時代に対応した火力発電懇談会：火力原子力発電，37(1986)，p.143
- 2) 羽田寿夫，南條房幸，金子祥三，豊田隆治，瀬戸口克也，増山不二光，岩本啓一：三菱重工技報，22(1985)，p.394
- 3) 北川正樹，富士彰夫，米山弘志，中島玉雄，服部 博，馬木秀雄，須貝克己：石川島播磨技報，28(1986)，p.299
- 4) 浅川幸一，大友 暁，雑賀喜規：石川島播磨技報，19(1979)，p.6
- 5) 村上晃一，木原重光，中代雅士，中川幸也：石川島播磨技報，31(1991)，p.353
- 6) 増山不二光，西村宣彦，横山知充，佐田哲朗，前原誠兒：三菱重工技報，28(1991)，p.26
- 7) H. J. Frost and M. F. Ashby：Deformation-mechanism Maps，(1982)，p.1 [Pergamon Press, Oxford]
- 8) J. Weertman：Trans. ASM，61(1968)，p.681
- 9) H. Yoshinaga，Z. Horita and H. Kurisita：Acta Metall.，29(1981)，p.1815
- 10) T. Endo and N. Marumo：Trans. JIM，22(1981)，p.848
- 11) J. Weertman：J. Appl. Phys.，28(1957)，p.1185
- 12) T. Endo，M. Tasaki，M. Kubo and T. Shimada：Trans. JIM，23(1982)，p.665
- 13) T. Endo，T. Shimada and T. G. Langdon：Acta Metall.，32(1984)，p.1991
- 14) R. W. Evans，J. Parker and B. Wishire：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, Swansea (UK)]
- 15) 李 才，酒井 拓，遠藤孝雄：日本材料強度学会誌，22(1988)，p.135
- 16) 丸山公一，原田千里，及川 洪：材料，34(1985)，p.1289
- 17) K. Maruyama，H. Kushima and T. Watanabe：ISIJ International，30(1990)，p.817
- 18) Metals Reference Book，6th Edition，(1983)，p.4 [Butterworths & Co.]
- 19) H. Oikawa，N. Kuriyama，D. Mizukosi and S. Karashima：Mater. Sci. Eng.，29(1977)，p.131
- 20) H. Oikawa，M. Maeda and S. Karashima：Scr. Metall.，6(1972)，p.339
- 21) Case N-47 of ASME Boiler and Pressure Vessel Code，Version N-47-21，(1981)，[ASME, New York]
- 22) F. C. Monkman and N. S. Grant：Proc. JASTM，56(1956)，p.593
- 23) NRIM Creep Data Sheet，No.3B，(1986)，[Nat. Res. Inst. Met.，Tokyo]
- 24) F. Döbes and K. Milicka：Metal Sci.，10(1976)，p.382
- 25) J. C. M. Li：Dislocation Dynamics，ed. by A. Rosenfield et al.，(1968)，p.87 [McGraw-Hill Book Co.]
- 26) F. Abe，S. Nakazawa，H. Araki and T. Noda：Metall. Trans.，23A(1992)，p.469
- 27) N. Shinya，M. Yokoi and Y. Monma：Proc. of the 1971 Int. Conf. on Mechanical Behaviour of Materials，Vol. III，(1972)，p.87
- 28) 三好栄次，岡田隆保：材料，13(1964)，p.18
- 29) 京野純郎，今井義雄，九島秀昭，新谷紀雄：鉄と鋼，71(1985)，S 507
- 30) 伊勢田敦朗，吉川州彦：材料，37(1985)，p.49
- 31) 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「高温における力学的挙動」，名古屋，(1992)，p.28