

改良9Cr-1Mo鋼の短時間クリープ挙動の解析

朴 奎俠*・増山 不二光*²・遠藤 孝雄*³

Short-term Creep Behavior Analysis of a Modified 9Cr-1Mo Steel

Kyu Seop PARK, Fujimitsu MASUYAMA and Takao ENDO

Synopsis : The Ω and a conventional methods were applied to analyze the short-term creep behavior of a Mod.9Cr-1Mo steel. The stress and temperature ranges investigated are from 107.9 to 196.1 MP and from 873 to 923K, respectively. Creep life, t_r was related to the time to minimum creep (t_m), the minimum creep rate ($\dot{\epsilon}_m$) and the imaginary initial creep rate ($\dot{\epsilon}_o$) as $t_m = 0.22 \times t_r^{1.03}$, $\dot{\epsilon}_m^2 \cdot t_r = K_{MG}$ and $\dot{\epsilon}_o^Y \cdot t_r = K_o$, where the magnitudes of Z , K_{MG} , Y , and K_o are 0.801, 0.332, 0.884 and 0.216, respectively. The constitutive equations for the minimum and imaginary initial creep rates are expressed as $\dot{\epsilon}_m = A_m \cdot \sigma_o^{n_m} \cdot \exp(-Q_m/RT)$ and $\dot{\epsilon}_o = A_o \cdot \sigma_o^{n_o} \cdot \exp(-Q_o/RT)$, where A_m and A_o are structure factors, σ_o is the initial stress, n_m and n_o are the stress exponents, and Q_m and Q_o are the activation energies for the minimum creep rate and imaginary initial creep rate, respectively. The magnitudes of A_m , A_o , n_m , n_o , Q_m and Q_o are $9.2 \times 10^3/s$, $1.08 \times 10^8/s$, 12.8 ± 0.2 , 13.0 ± 0.2 , 666 ± 5 kJ/mol and 751 ± 5 kJ/mol, respectively.

Key words : Mod.9Cr-1Mo steel ; Ω method ; short-term creep ; Creep life ; time to minimum creep ; imaginary initial creep rate ; activation energy for creep.

1. 緒言

Mod.9Cr-1Mo鋼^{1,2)}は低Cr-Mo鋼の高温強度特性を高め、9Cr-1Mo鋼の溶接割れ性を改善した材料で火力発電用超々臨界圧ボイラー用鋼材として使用されている^{3,4)}。従来の9Cr-1Mo鋼との相違点は微量のV, Nbを添加し, Si, Ni, N, Alの含有量を厳密に規格化したことである⁴⁾。これらの諸元素の量を厳密に規格化することによって本鋼は高い信頼性を獲得し, 使用量実績も年々増加している^{3,4)}。

本鋼の高温強度は主として微細な析出物によって支えられている。Nbは微細な炭化物Nb(C, N)として析出し, $M_{23}C_6$ の核生成サイトとして作用する²⁾。また, 微量のVはこれらの析出物の成長を抑制すると考えられており²⁾、析出相が焼戻しマルテンサイト組織の中に細かく分散しているため組織の熱安定性は優れている。

本鋼がASMEおよびASTMで規格化されたのは1983年で^{5,6)}、日本では1985年から過熱器, 再熱器管用の小径管として使用され始めた。それ以来, 使用実績も増加の一途をたどり, 長期間使用された設備も増加している。それゆえ, 今後は使用材の劣化程度を評価し, 部材の寿命を推定する技術の必要性が増している。

本研究の目的は将来問題になるMod.9Cr-1Mo鋼のクリープ寿命を推定するのに必要な基礎資料を得ることである。

ここでは, 近年注目を集めている Ω 法⁷⁻⁹⁾で重要な役割を演じる仮想的初期歪速度の温度および応力依存性とクリープ破断寿命を特徴付ける種々のパラメータの特性について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材およびクリープ試験法

供試材は従来9Cr-1Mo鋼に微量のV, Nbを添加し, Si, Ni, N, Alの含有量が規格化されたマルテンサイト単相組織のMod.9Cr-1Mo鋼(SA-213 T91)でその化学組成をTable 1に示す。また, 受入材はASTM, A213に規定された焼きならし(1313K以上), 焼戻し(1003K以上)の状態である。

クリープ試験片の形状は平行部の直径6 mm, 標点間距離30mmである。試験温度は873~923Kで, クリープ試験は定荷重方式, 初期応力は107.9~196.1MPa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。

2.2 Ω 法に基づく解析

種々の材料の定荷重クリープ曲線を解析すると歪速度と真歪との間に以下の関係が成立することが指摘されている⁷⁻¹⁶⁾。

平成10年1月12日受付 平成10年4月14日受理 (Received on Jan. 12, 1998; Accepted on Apr. 14, 1998)

* 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, 79-5 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240-8501)

Table 1. Chemical compositions of a Mod.9Cr-Mo steel and specification of ASME(wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	V	N
used steel	0.1	0.25	0.4	0.016	0.005	0.04	8.4	0.9	0.07	0.005	0.21	0.044
specification of ASME SA-213 T91	0.08~0.12	0.2~0.5	0.3~0.6	≤0.02	≤0.01	≤0.4	8.0~9.5	0.85~1.05	0.06~0.10	≤0.04	0.18~0.25	0.03~0.07

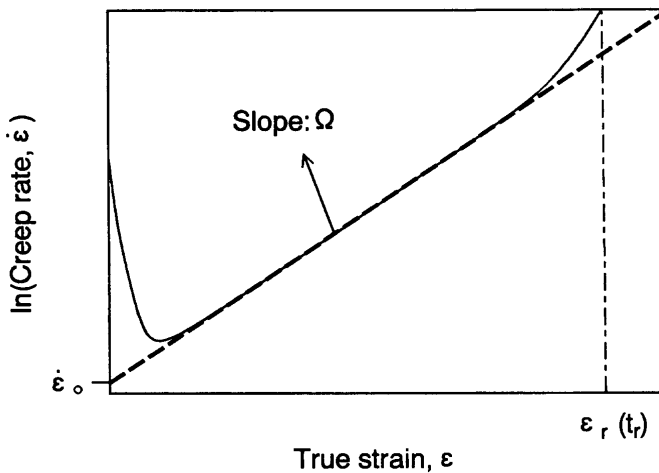


Fig. 1. Schematic illustration of logarithm of strain rate plotted against true strain.

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

ここに、 $\dot{\epsilon}$ は刻々の歪速度、 $\dot{\epsilon}_0$ はクリープの全域で式(1)が成立すると仮定したときに期待される仮想的初期歪速度、 Ω は歪速度加速因子で、単位歪の増加に対する対数歪速度の増加を表している。

式(1)がクリープの全域で成立すれば、クリープ破断時間は式(4)で近似できる⁷⁻¹⁶⁾。

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

式(1)を時間で積分して式(4)を用いるとクリープ曲線は式(5)で表すことができる⁸⁾。

$$\epsilon = (1 / \Omega) \cdot \ln [1 / (1 - t / t_r)] \quad \dots \dots \dots (3)$$

式(1)に立脚したクリープ挙動の解析法は簡便であるため、近年注目を浴びており^{16,17)}、 Ω 法と呼ばれている⁷⁻⁹⁾。

Fig. 1は式(1)の関係を模式的に示したものである。第1次クリープ中の歪速度変化が小さい場合、仮想的歪速度は最小クリープ速度に近い。しかし、焼き戻しマルテンサイト組織を持つMod.9Cr-1Mo鋼の場合は、第1次クリープ中の歪速度変化が大きく、仮想的初期歪速度は最小クリープ速度よりもかなり小さくなる。Fig. 1において、破断に近いところで式(1)から外れているが、これはネッキング開始

と関係している。また、歪が小さいところで式(1)から外れているが、これは式(1)で第1次クリープを記述し得ないからである。本研究における Ω の値は、式(1)が成立する部分のみのデータを取込んで決定した値である。一般に、式(1)が成立する歪域を厳密に決定することは容易ではない。しかし、データとして取込む歪域を変化させても Ω の値がほぼ一定の値になる歪域を決定することは難しいことではない。

Ω 法ではクリープ挙動を2個のパラメータ、すなわち $\dot{\epsilon}_0$ と Ω 値で表すので、パラメータの数が多い θ 法^{18,19)}に較べて簡便であり、今後の発展が期待される^{16,17)}。しかし、 Ω 法の欠点は、式(1)が第1次クリープ挙動を表し得ないことである。したがって、全クリープ寿命のうちで、第1次クリープが占める時間の割合が大きい場合には、 Ω 法に基づくクリープ寿命予測の精度は悪くなるはずである。

野中ら²⁰⁾は、大きな第1次クリープを示すMod.9Cr-1Mo鋼のクリープ余寿命評価に Ω 法を適用し、 Ω 法による推定余寿命†は実測余寿命よりも短い³⁾が、クリープ破断時間 t_r で規格化した規格化時間(t/t_r)が0.5と0.8で調べると、推定余寿命は実測余寿命の1.5倍の範囲に収まり、従来の方法よりも Ω 法により余寿命推定精度が高いことを報告している。 Ω 法による予測精度を向上させるには第1次クリープ中の時間をも考慮した Ω 法の改良が必要であり、丸山ら²¹⁾によって試みられているが、簡便な Ω 法の利点を残したまま推定精度の向上を図るには第3次クリープ特徴を定量的に記述して、既存の Ω 法と全クリープ寿命との関係を明らかにする必要がある。この観点に立って、本研究では仮想的初期歪速度の温度および応力依存性とクリープ破断寿命を特徴付ける種々のパラメータとの関係を調べることにした。

3. 結果

3.1 クリープ曲線と破断伸び

Fig. 2およびFig. 3はMod.9Cr-1Mo鋼の代表的なクリープ曲線の例で、縦軸にはクリープ歪(ϵ)、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、 t/t_r が示してある。Fig. 2は温度を固定して応力を変化させた場合、Fig. 3は応力を固定して温度を変化させた場合である。これら

† Ω を決定した時刻 t における実際の歪速度から余寿命を推定する方法

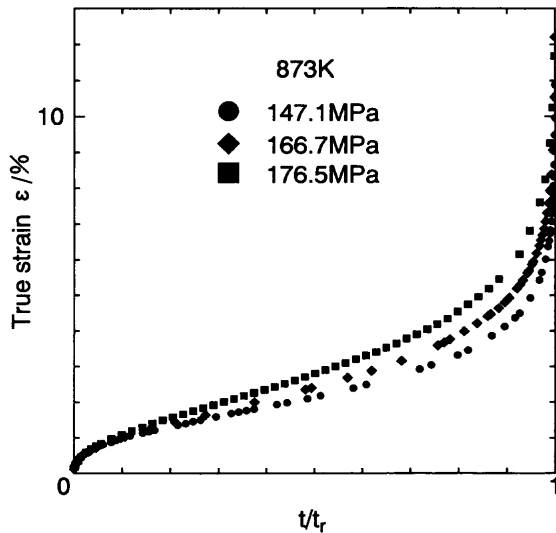


Fig. 2. Relationship between creep strain and life consumption rate, t/t_r at various stress.

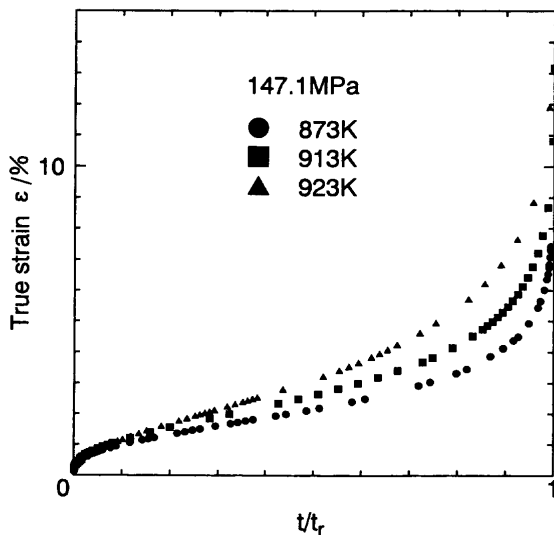


Fig. 3. Relationship between creep strain and life consumption rate, t/t_r at various stress temperatures.

の図において規格化時間の t/t_r は時刻 t における寿命消費率である。ここで、同一歪における寿命消費率, t/t_r を比較すると、クリープ試験温度が同じでも応力が高いほど、また応力が一定の場合は温度が高いほど寿命消費率が小さく、寿命消費率が試験条件に依存することが分かる。

Fig. 4 はクリープ破断歪, ϵ_r および断面減少率を破断時間の関数として図示したものである。Fig. 4 から分かるように、本実験の破断時間範囲 (3.6ks~2.88Ms) では破断歪も断面減少率もほぼ一定で、実験条件による依存性は認められない。しかし、報告されている長時間のクリープ破断データでは、およそ36Ms (10⁴h) を過ぎると破断伸びが減少する傾向が認められる^{22,23}。それゆえ、本実験結果と長時間クリープデータとの関係は4・4で比較する。

3・2 クリープ破断寿命と関係付けられるパラメータ

一般に、実用耐熱鋼を定荷重下でクリープ変形すると最

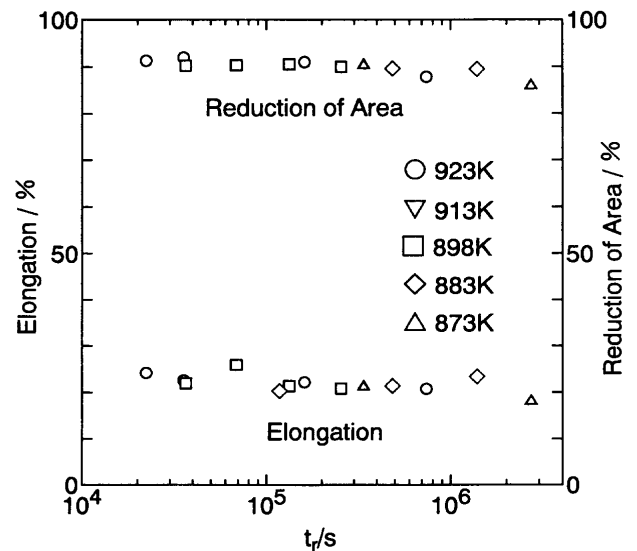


Fig. 4. Relation of area and elongation at rupture as a function of creep rupture time.

小クリープが観察されるが、定常クリープは観察されない。その理由は、準安定相で強化された多くの耐熱鋼では変形中に組織が変化することの他に、変形にともなって真応力が増加するためである。現象論的には、第1次クリープ(加工硬化)と第3次クリープ(軟化)との競合によって最小クリープが生じるので、最小クリープの物理的な意味を詮索することは容易ではない¹⁶。しかし、最小クリープに到達する時間, t_m は負荷時に導入された転位組織が再配列して第3次クリープが始まる組織に至るまでの時間であるから、材料と試験条件が定めれば一意的に定まる。従って、材料と試験条件が定めれば一意的に定まるクリープ寿命や最小クリープ速度との間には一意的に定まる関係が期待される。この観点から、最小クリープ状態に到達する時間, t_m とクリープ破断時間との関係、最小クリープ速度とクリープ破断時間の関係および仮想的初期歪速度とクリープ破断時間との関係について検討する。

Fig. 5 は仮想的初期歪速度とクリープ破断寿命, t_r との関係を示したものである。図から分かるように両者の間には広い範囲にわたって直線関係が成立しており、仮想的初期歪速度と破断寿命との間に次式が成立する。

$$\dot{\epsilon}_o^Y \cdot t_r = K_o \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここに、 Y および K_o の値はそれぞれ0.801および0.332である。

式(4)の形は式(5)に示すMonkman-Grant則²⁴と良く似ている。

$$\dot{\epsilon}_m^Z \cdot t_r = K_{MG} \quad \dots \dots \dots (5)$$

式(4)とMonkman-Grant則との相違点は最小クリープ速度, $\dot{\epsilon}_m$ の代りに仮想的初期歪速度を用いていることである。 Ω の値が比較的小さく、しかも初期歪速度と最小クリープ速

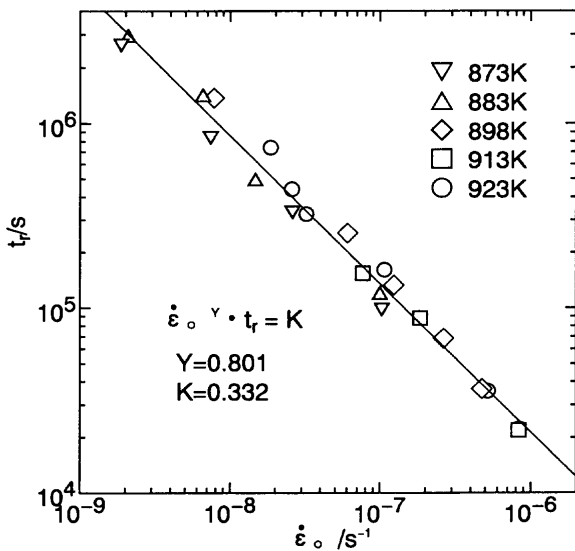


Fig. 5. Relationship between rupture time and imaginary initial strain rate.

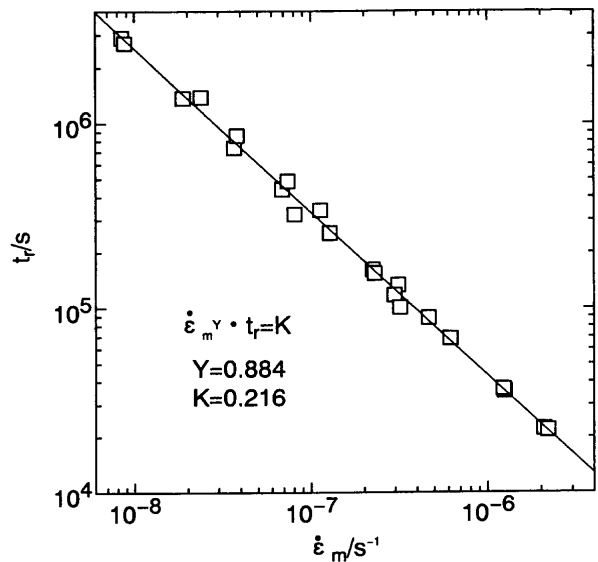


Fig. 6. Relationship between rupture time and minimum creep rate.

度との差が小さい場合は、式(5)と式(4)は実質的に同じである。本報告はΩ法による解析の基礎資料を得る目的で行ったものであるが、一般には式(5)が利用されているので、以下には最小クリープ速度と寿命との関係を図示する。Fig. 6は最小クリープ速度とクリープ寿命との関係を両対数グラフ上に示したものである。Fig. 6から定めた式(5)の定数、Zおよび K_{MG} はそれぞれ0.884および0.216である。

Fig. 7は最小クリープ速度に到達するまでの時間、 t_m とクリープ破断時間、 t_r との関係を両対数グラフに図示したものである。Fig. 7から分かるように、 t_m と t_r の間には試験温度や応力に関係なく式(6)が成立する。

$$t_m = 0.22 \times t_r^{1.03} \dots\dots\dots (6)$$

3・3 仮想的初期歪速度および最小クリープ速度

定荷重クリープ曲線の特徴を記述するパラメータとして最小クリープ速度が用いられることが多い。しかし、この値の物理的意味は曖昧で、最小クリープ速度の構成方程式がクリープ寿命の大部分を占める第3次クリープの変形機構を反映しているか否かは疑わしい¹⁶⁾。これに対し、仮想的初期歪速度は定応力クリープ試験で得られる定常クリープ速度と原理的には一致すると考えられるので¹⁵⁾、仮想的初期歪速度は第3次クリープを特徴付ける重要な値である¹²⁾。以下では最小クリープ速度と仮想的初期歪速度の応力および温度依存性を検討した結果を示す。

Fig. 8は仮想的初期歪速度 $\dot{\epsilon}_0$ と初期応力、 σ_0 との関係を両対数グラフに示したもので、直線の勾配、 n_0 の値は図中に示してある。Fig. 8から分かるように直線群の勾配は温度に依

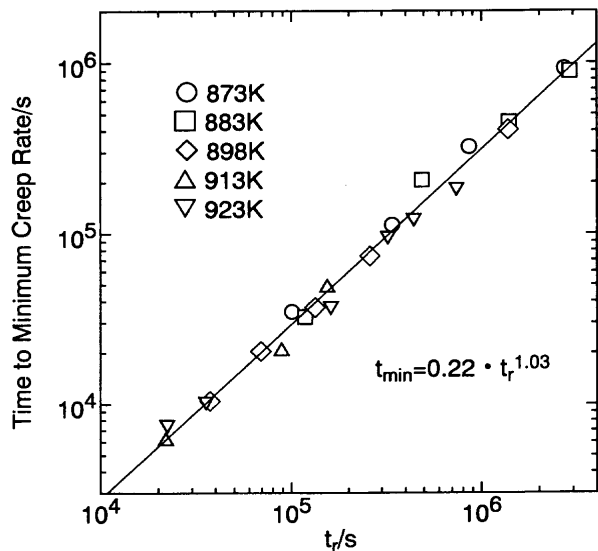


Fig. 7. Relationship between time to minimum creep rate and time to rupture at various temperatures and stresses.

存せず、 n_0 の値は 13.0 ± 0.2 である。従って、 $\dot{\epsilon}_0$ と初期応力との間にNorton則が成立し、その関係は式(7)で表される。

$$\dot{\epsilon}_0 \propto \sigma_0^{n_0} \dots\dots\dots (7)$$

Fig. 8の結果に基づき、一定応力における $\dot{\epsilon}_0$ と温度の逆数との関係をFig. 9に示す。図から分かるように初期応力に関係なく一定の勾配を持つ直線群が得られ、直線の勾配から求めた見かけの活性化エネルギー、 Q_0 の値を図中に示した。Fig. 9の結果から、仮想的初期歪速度の温度依存性は式(8)

¹²⁾ 遠藤らは簡単な思考実験で仮想的初期歪速度が原理的には定常クリープ速度と一致することを示している¹⁵⁾。また、単相材料のアルミニウムやAl-3 mol %Mg合金で実際に検証したところ、仮想的初期歪速度の温度および応力依存性が定常クリープのそれと一致するばかりでなく、絶対値も一致することが明らかにされた²⁵⁾。

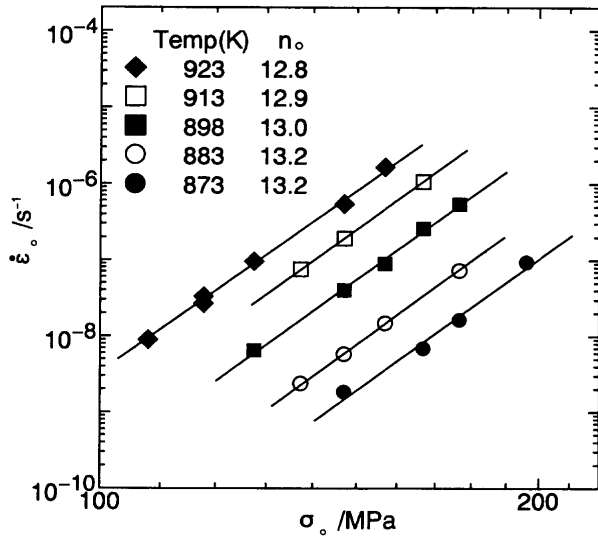


Fig. 8. Double logarithmic plot of imaginary initial strain rate and stress at various temperatures.

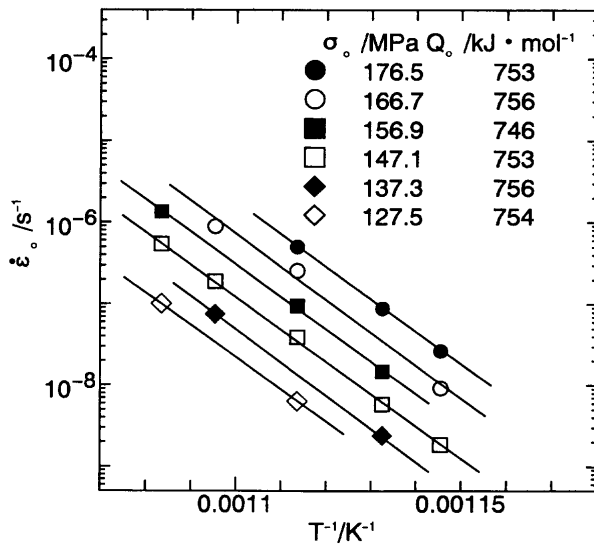


Fig. 9. Arrhenius plot of $\dot{\epsilon}_0$ for different stresses.

のように表現できる。

$$\dot{\epsilon}_0 \propto \exp(-Q_0/RT) \dots\dots\dots (8)$$

ここに、 Q_0 は仮想的初期歪速度に関する見掛けの活性化エネルギーで、 $751 \pm 5 \text{ kJ/mol}$ である。最小クリープ速度についても同様の解析を行うと式(7)に対応する応力指数、 n_m は 12.8 ± 0.2 、式(8)に対応する活性化エネルギー、 Q_m は $666 \pm 5 \text{ kJ/mol}$ である。

4. 考察

4・1 クリープ曲線の特徴

Fig. 2およびFig. 3から同じ規格化時間で比較すると対応する真歪が異なることが分かった。これは式(3)が示すように試験条件によって $\Omega (= \partial \ln \epsilon / \partial \epsilon)$ の値が変化するため

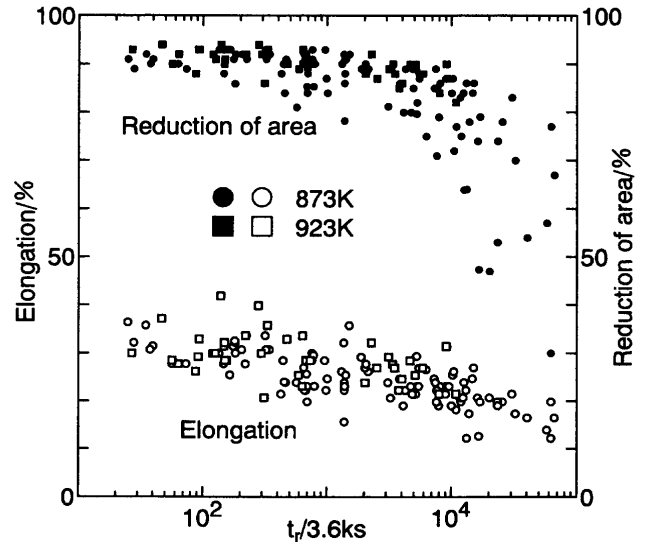


Fig. 10. Relationship of area and elongation at rupture as a function of creep rupture time. Data are employed from ref⁽²²⁾.

ある。 Ω の金属組織学的意味は次式で与えられる⁸⁾。

$$\Omega = (n_0 + p + c) \dots\dots\dots (9)$$

ここに、 n_0 は応力指数、 p は組織の弱化に由来する歪速度の増加を $\exp(p\epsilon)$ で表現するための定数、 c は断面積の減少に伴う応力の増加や組織の弱化に由来する歪速度の影響分を除いた他の要因、例えばポイドの生成やき裂の生成による歪速度の増加を表現するために導入した定数である。3・3節で示したように、 n_0 値は応力および温度に依存しない。従って、Fig. 2およびFig. 3は、応力が高ければ高いほど、また、温度が高ければ高いほど Ω 値が小さいことを示している。式(9)における p および c に及ぼす外部変数や熱処理条件の影響は今後検討が必要である。

Sikka^{1,2)}は775~977Kの温度範囲において破断時間が最長72Msまでのクリープ実験を行い、断面減少率と破断歪がクリープ破断時間に依存しないと報告しており、この点において本研究の結果はSikkaの結果と一致している。しかし、収録された長時間クリープ試験の結果^{22,23)}を見ると長時間側で破断歪が減少する傾向が見られる。そこで、本研究の結果(Fig. 4)と比較するために破断時間が216Msまでの結果をFig.10に図示した。Fig.10からクリープ破断時間が36Ms(10^4 h)を越えると断面減少率の低下が著しく、クリープ破断歪にも減少傾向が認められる。従って、本研究では破断歪や断面減少率が認められる。従って、本研究では破断歪や断面減少率が時間に依存しないが、これは単に試験時間が短いためと思われる。

4・2 クリープ寿命に占める第1次クリープ時間の割合

Ω 法ではクリープ寿命が簡単な式(2)で与えられる点に大きな特徴がある。式(2)はクリープ寿命の内て第3次クリープが占める割合が圧倒的に大きい場合に成立する。しか

Table 2. Relationship between t_r and t_{min}/t_r of the Mod.9Cr-1Mo steel.

t_r (hr)	1hr	10hr	100hr	1,000hr	10,000hr	100,000hr
t_{min}/t_r (%)	28.1%	30.1%	32.3%	34.6%	37.1%	39.7%

し、本鋼の場合は全クリープ寿命の中で第1次クリープが占める割合が比較的大きくし、しかも Ω の値がフェライト系のSTBA24の Ω 値と比較すると大きいために²⁶⁾、仮想的初期歪速度は最小クリープ速度よりもかなり小さくなる(Fig. 1参照)。このような場合には、式(2)から算出したクリープ寿命は実測値よりも長くなるので、第1次クリープに費やす時間を考慮してクリープ寿命を算出しなければならない。この方法については別報²⁶⁾に示すが、ここでは、全寿命の中で第1次クリープが占める割合を式(6)に基づいて検討する。

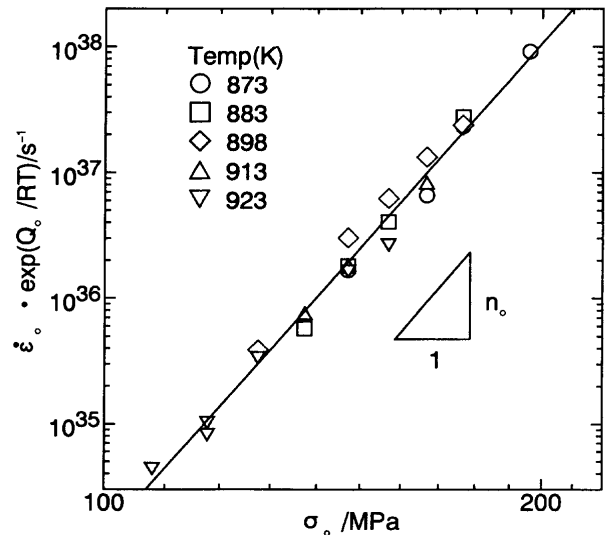
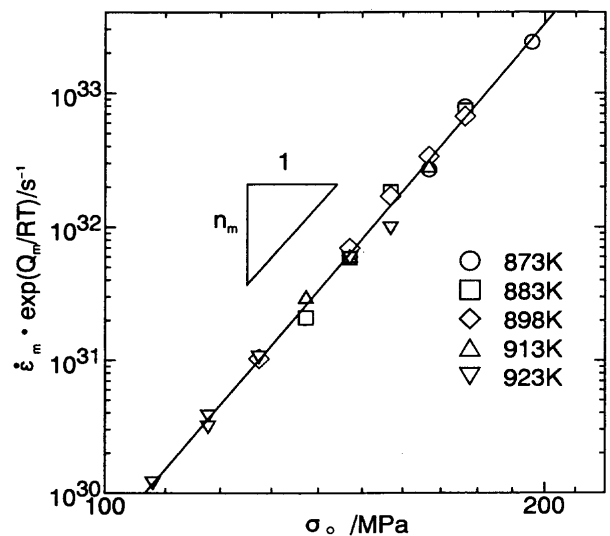
Table 2は式(6)から計算した破断時間と最小クリープまでの時間との比、 t_{min}/t_r である。計算に当たっては、破断時間が360Ms(10⁵h)まで外挿した。Table 2から分かるように、破断時間が長くなるにつれて t_{min}/t_r の値は増加し、破断時間が360Ms時間の場合は最小クリープを示すまでの時間が占める割合が計算上40%に達する。本鋼の場合破断歪は約20%程度で試験条件に余り依存しない。これに対して、最小クリープに到達する歪は温度に余り依存しないが応力に依存し、1.1から2.4%の範囲である。従って、歪に注目すれば第1次クリープ歪の割合は小さいが、時間に注目すれば全クリープ寿命の中で第1次クリープに費やす時間の割合がかなり大きい。また、式(6)は温度および応力に関係なく成立するので、2つの外部変数、すなわち温度および応力のいずれかを一定に保って他方を変化させると t_{min}/t_r の値が変化することを意味している。上記のようにMod.9Cr-1Mo鋼の1次クリープ域の時間が長いのは、同鋼の組織が多くの転位を含む焼戻しマルテンサイトであること、これらの転位が析出物で止められて運動しにくいことに関係していると推測される。

4・3 仮想的初期歪速度および最小クリープ速度の構成方程式

3・3節で示したように、仮想的初期歪速度の応力および温度依存性は式(7)および式(8)で表記できるから、この両式から仮想的初期歪速度は次式のように表される。

$$\dot{\epsilon}_o = A_o \cdot \sigma_o^{n_o} \cdot \exp(-Q_o/RT) \dots\dots\dots (10)$$

Fig.11は縦軸に $\dot{\epsilon}_o \cdot \exp(Q_o/RT)$ 、横軸に初期応力、 σ_o をとって式(10)の妥当性を検討したものである。Fig.11から分かるように、いずれの温度においても全ての測定点が一本の直線上に集まっており、図の勾配から得た値は13.0で、Fig. 8から得られた応力指数の平均値、 $n_o = 13.0 \pm 0.2$ とほぼ一致している。Fig.11から得られた A_o の値は $1.08 \times 10^8/s$ であ

Fig. 11. Temperature compensated $\dot{\epsilon}_o$ versus initial stress.Fig. 12. Temperature compensated $\dot{\epsilon}_m$ versus initial stress.

る。

最小クリープ速度についても式(10)と同様の構成方程式が得られる。Fig.12は $\dot{\epsilon}_m \cdot \exp(Q_m/RT)$ と初期応力、 σ_o との関係である。Fig.12から明らかなように式(11)で最小クリープ速度を記述することができる。

$$\dot{\epsilon}_m = A_m \cdot \sigma_o^{n_m} \cdot \exp(-Q_m/RT) \dots\dots\dots (11)$$

Fig.12から得られた応力指数および比例定数、 A_m の値は、それぞれ12.8および $9.2 \times 10^3/s$ である。

通常、単相合金では応力指数が約5で高温クリープの活性化エネルギーは自己拡散の活性化エネルギーとほぼ等しい。この事実は高温クリープが自己拡散に支配されていることを示すと考えられている。これに対し、本研究で得られた応力指数は単相合金の応力指数に比べて非常に大きく、 Q_0 の値も鉄の自己拡散の活性化エネルギー $239\text{kJ/mol}^{27)}$ と比べると余りにも大きい。この理由はMod.9Cr-1Mo鋼が微細な析出相で強化されていることと関係していると考えられる。実際、STBA24における仮想的初期歪速度の応力指数は 9.7 ± 0.2 であり¹³⁾、本研究で得られた応力指数はSTBA24の応力指数に近い値である。また、原ら²⁸⁾は高濃度の窒素を含む9Cr-2Co合金の応力指数と活性化エネルギーがそれぞれ $3.9 \sim 5.0$ および $420 \sim 330\text{kJ/mol}$ であると報告している。この場合、応力指数は小さいが、活性化エネルギーは鉄の自己拡散の活性化エネルギーに比してかなり大きいので、彼らは変形応力中の内部応力を調べ、内部応力が見掛けの応力指数および見掛けの活性化エネルギーに及ぼす影響を調べている。その結果、真の活性化エネルギーは格子自己拡散の活性化エネルギーに近いこと、また、真の応力指数も転位が粘性運動しているときに期待される値になることを示している²⁸⁾。これらの事実を基にして考えると、本鋼の変形の律速過程は自己拡散過程を含む機構で支配されていると推測される。

4・4 長時間クリープ破断データとの比較

本研究で得た種々の関係式は最長2.9Ms(805h)のクリープデータを基にしている。Fig.10に示したようにクリープ時間が36Msを越えるとクリープ破断伸びが減少傾向を示すので、本研究で得た関係式が長時間クリープに適用できない可能性がある。ここでは、本研究で得た関係式を長時間側に外挿し、長時間クリープ破断データと比較する。

式(10)または式(11)から任意の試験条件における仮想的初期歪速度と最小クリープ速度が推定できるので、式(4)または式(5)から任意の試験条件におけるクリープ寿命を推定できる。ここでは、式(10)および式(4)から推定したクリープ寿命と実測されたクリープ破断時間の報告値とを比較し、その結果をFig.13に図示した。Fig.13の縦軸は報告されている長時間クリープ破断データの実測値であり、横軸は上記の方法で算出したクリープ寿命である。測定値にはばらつきがあるが、直線で表した計算寿命は、ほぼ測定値のばらつきの中心部を通っている。試験温度が923Kの場合に注目すると、36Msを越えると実測したクリープ寿命が外挿値を下回ってくる。Fig.10の結果と比較すると、クリープ破断伸びも36Msを越えると減少しているので、外挿値と実測値がずれる理由の一つは破断伸びの減少と関係していると推論される。

クリープ寿命に及ぼす破断歪の影響を簡単なモデルで検討すると以下のようなものである。単相材料の定応力クリープ試験では、クリープ寿命の殆どを定常クリープが占める。そ

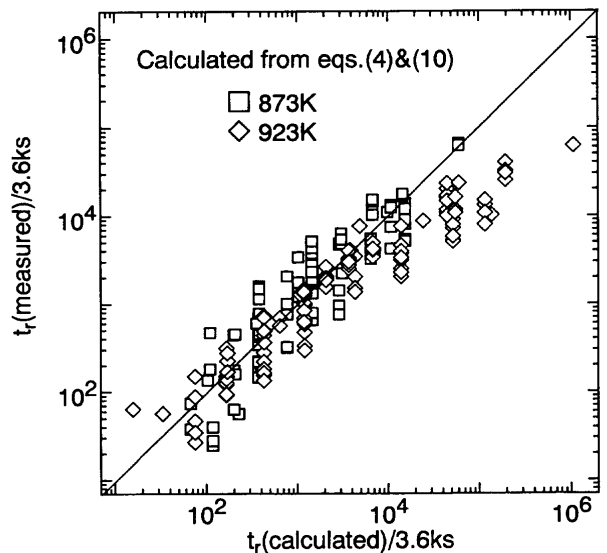


Fig. 13. Comparison of calculated t_r with measured one. The employed data are from ref²²⁾.

れゆえ、定常クリープ速度を $\dot{\epsilon}_s$ 、クリープ破断歪を ϵ_f で表すと、クリープ破断寿命 t_r は $\epsilon_f/\dot{\epsilon}_s$ にほぼ等しい。この例に習って、定荷重クリープ試験における平均歪速度($\dot{\epsilon}_{av}$)を以下の式で定義する。

$$\dot{\epsilon}_{av} = \epsilon_f / t_r \dots\dots\dots (12)$$

いま、長時間クリープ中に生じる組織劣化で平均歪速度が増加するとともに破断歪が減少したと考えると、長時間試験のクリープ寿命、破断歪、平均歪速度をそれぞれ $\langle t_r \rangle$ 、 $\langle \epsilon_f \rangle$ 、 $\langle \dot{\epsilon}_{av} \rangle$ で表すと、短時間クリープ試験の外挿から得たクリープ寿命と長時間試験のクリープ寿命との比は以下のように表せる。

$$\langle t_r \rangle / t_r = [\dot{\epsilon}_{av} / \langle \dot{\epsilon}_{av} \rangle] \cdot [\langle \epsilon_f \rangle / \epsilon_f] \dots\dots\dots (13)$$

Fig.10に示した伸びのデータはばらつきが大きいですが、短時間側の伸びの平均を30%程度、最長時間の伸びを15%程度と見積もると $\langle \epsilon_f \rangle / \epsilon_f$ の値は約0.5程度である。一方、 $\langle t_r \rangle / t_r$ の値をFig.13から読み取ると、最長クリープ時間の場合約0.06程度である。これらの値を式(13)に代入すると $\dot{\epsilon}_{av} / \langle \dot{\epsilon}_{av} \rangle$ の値は0.12となる。これらの値から、 $\langle \epsilon_f \rangle / \epsilon_f$ と $\langle \dot{\epsilon}_{av} \rangle / \dot{\epsilon}_{av}$ の比が1:17であることが分かる。式(13)が示すように、クリープ寿命に及ぼす破断歪の影響と組織劣化に起因する歪速度の増加の影響は加算的ではないが、Fig.13において $\langle t_r \rangle / t_r$ の値が1よりも小さい理由の94%は組織の劣化による歪速度の増加に起因することが示唆される。今後、組織劣化材の短時間クリープ試験等を行ってクリープ余寿命と組織劣化との関係を明らかにする必要であろう。

5. 結論

Mod.9Cr-1Mo鋼のクリープ寿命を定量的に評価するのに

必要な基礎資料を得る目的で短時間の定荷重クリープ試験を行った。試験条件は温度873~923K, 初期応力は107.9~196.1MPaである。得られた結果を要約すると以下のようなものである。

1) 寿命消費率は、応力が高いほど、また、温度が高いほど小さい。これは応力が高いほど、また、温度が高いほど Q 値が小さいことを示している。

2) クリープ破断歪および断面減少率は本実験の破断時間内(3.6ks~2.88Ms)では時間に依存しないが、長時間のクリープ破断データとの比較からクリープ破断時間が36Ms(10⁴h)を越えるとこれらは減少すると推測される。

3) 仮想的初期歪速度および最小クリープ速度の構成方程式は以下のように表現できる。

$$\dot{\epsilon}_o = A_o \cdot \sigma_o^{n_o} \cdot \exp(-Q_o/RT)$$

$$\dot{\epsilon}_m = A_m \cdot \sigma_m^{n_m} \cdot \exp(-Q_m/RT)$$

ここに、 A_o および A_m は $1.08 \times 10^8/s$, $9.2 \times 10^3/s$, n_o および n_m は 13.0 ± 0.2 および 12.8 ± 0.2 , Q_o および Q_m はそれぞれ 751 ± 5 kJ/molおよび 666 ± 5 kJ/molである。

4) クリープ寿命 t_r は以下の関係式を用いると最小クリープまでの時間(t_m), 最小クリープ速度($\dot{\epsilon}_m$)あるいは仮想的初期歪速度($\dot{\epsilon}_o$)で記述できる。

$$t_m = 0.22 \times t_r^{1.03}$$

$$\dot{\epsilon}_o^Y \cdot t_r = K_o$$

$$\dot{\epsilon}_m^Z \cdot t_r = K_{MG}$$

ここに、 Y , K_o , Z および K_{MG} は定数で、それぞれ、0.801, 0.332, 0.884および0.216である。

5) t_{min}/t_r は温度と応力に依存せず、28%~40%で、全寿命のうち第1次クリープの占める割合は大きい。従って、式(2)から推定した寿命は実測値よりも長くなる。

本研究費の一部は平成9年度文部省科学研究費の基盤研究(C)および鉄鋼研究振興資金(日本鉄鋼協会)の研究助成金によって賄われたことを記録し、深甚の謝意を表します。

文 献

1) V.K.Sikka: Paper Presented at Conf. on Ferritic Alloys for

- Use in Nuclear Energy Technologies, Snow bird, Utah, (1983), 317.
- 2) V.K.Sikka, M.G.Cowgill and B.W.Roberts: Paper Presented at Conference on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, Snow bird, Utah, (1983), 413.
- 3) 増山不二光, 羽田壽夫, 金子祥三, 豊田隆治: 三菱重工技報, **24** (1987), No.5.
- 4) 大黒 貴, 増山不二光, 藤村浩史, 羽田壽夫, 南条房幸, 土屋 喬, 橋口 孝: 三菱重工技報, **22** (1985), No.4.
- 5) ASTM A213-83.
- 6) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Case 1943, Seamless Modified 9Cr-1Mo Section I.
- 7) M.Prager: J.Pressure Vessel Technol., **117** (1995), 95.
- 8) M.Prager: Strength of Materials, ed. by H.Oikawa, K.Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi, JIM, Sendai, (1994), 571.
- 9) M.Prager and F.Masuyama: Proc. of ICSMA 10, ed. by H. Oikawa, K.Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi, JIM, Sendai (1994), 575.
- 10) T.Endo and J.Shi: Strength of Materials, ed. by H.Oikawa, K. Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi, JIM, Sendai (1994), 665.
- 11) J.Shi and T.Endo: Scr. Metall. Mater., **32** (1995), 1159.
- 12) T.Endo and J.Shi: Materials Aging and Component Life Extension, ed. by V.Bicego, A.Nitta and R.Viswanatham, CISE, Vol. 1, (1995), 429.
- 13) 石 建中, 遠藤孝雄: 鉄と鋼, **80** (1994), 795.
- 14) 石 建中, 戴 国政, 遠藤孝雄: 鉄と鋼, **81** (1995), 839.
- 15) 遠藤孝雄, 石 建中, 増山不二光: 鉄と鋼, **81** (1995), 862.
- 16) 遠藤孝雄, 増山不二光: 日本金属学会会報, **36** (1997), 225.
- 17) 増山不二光, 横山知充: 圧力技術, **34** (1996), 153.
- 18) 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, Swansea, (1982), 135.
- 19) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, **73** (1987), 26.
- 20) 野中 勇, 鳥畑政二, 木原重光, 馬木秀雄, 丸山公一: 材料, **46** (1997) Apr. 438.
- 21) K.Maruyama, I.Nonaka, K.Sawada, H.Sato, J.Koike, and H. Umaki: ISIJ Int., **37** (1997), 419.
- 22) 高温変形特性データ集, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1992), 117.
- 23) C.R.Brinkman, D.J.Alexander, and P.J.Maziasz: Presented at the Jt.ASME/IEEE Power Generation Conference, ASME, New York, (1990).
- 24) F.C.Monkam and N.S.Grant: Proc. JASTM, **56** (1956), 593.
- 25) 朴 奎俠, 原 顕一郎, 遠藤孝雄: 未発表.
- 26) 朴 奎俠, 増山不二光, 遠藤孝雄: 投稿予定.
- 27) H.J.Frost and M.F.Ashby: Deformation-Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford, (1982), 85.
- 28) Ken-Ichiro Hara, Fujime Aoki, Fujimitsu Masuyama, and Takao Endo: ISIJ Int., **37** (1997), 181.