

応力破断線図の領域区分による クリープ破断寿命評価の改善

丸山 公一*

An Improved Evaluation of Creep Rupture Life by Stress Rupture Map Zoning

Kouichi MARUYAMA

Synopsis : Creep deformation and fracture mechanisms are known to change with stress and temperature, as indicated in the deformation and fracture mechanism maps. When creep rupture data are evaluated with a time-temperature parameter (TTP), the data should be divided into several mechanism fields. This idea was applied to creep rupture data difficult to be described by a simple TTP and stress function. It was suggested that, by dividing rupture data, all data can be described by a TTP having only one arbitrary constant and a linear stress function. Within the same field, rupture lives hundred times longer than the longest test duration could be predicted without introducing any appreciable error. Extrapolation across a field boundary, however, caused serious error; one may not correctly predict a rupture life two times longer than the test duration. Information about field boundaries is necessary for correct extrapolation.

Key words : heat-resisting steel; creep rupture; rupture data analysis; life prediction; time-temperature parameter.

1. 緒言

クリープ破断データを正確に記述し、また短時間試験から長時間寿命を推定するために、多くの時間-温度パラメータ(TTP)法が提案されてきた¹⁾。代表的なものには、Larson-Miller (L-M)法、Orr-Sherby-Dorn (O-S-D)法、Manson-Haferd (M-H)法などがある。しかし、これらのTTP法による破断データの記述や長時間寿命の推定は必ずしも十分な成功をおさめているわけではない²⁾³⁾。長時間挙動の推定精度はいまだに実用的に十分と言えるほどには向上しておらず、高精度で推定できるのは最長試験時間の高々3倍であり、10倍を超える外挿は避けるべきとされている⁴⁾。この限界を乗り越えるには、なぜ誤差が生じ、如何にしたら誤差を防げるかを明らかにしなければならない。

クリープ変形機構⁵⁾やクリープ破壊機構⁶⁾は応力および破断時間によって異なる。複数の機構領域にわたるデータは複雑な挙動を示し、単一の時間-温度パラメータ(TTP)で記述するのは無理がある¹⁾⁶⁾。そして、データを精度よく記述できなければ、長時間破断寿命を精度よく推定することもできない。このことは逆に、複雑な挙動が正しく記述できれば従来の外挿限度を乗り越える方策を見出しうる可能性があることを示唆する。そこでここでは、複雑な挙動

を示す代表例として知られている2.25Cr-1Mo鋼(JIS STBA24, ヒートMAF)⁷⁾と18Cr-10Niオーステナイトステンレス鋼(JIS SUS304HTB, ヒートABA)⁸⁾のデータを検討対象とした。これらデータを従来のTTP法で解析した結果は、文献2)~4), 9)に報告されている。

複雑な挙動を正しく記述する1つの方法は、Minimum-Commitment (M-C)法¹⁰⁾のように、種々のTTPを包含する形にTTPを改良することである。しかし現実には、M-C法がデータの記述において他のTTP法より優れているわけではない²⁾。もう1つの方法は、変形あるいは破壊機構の変化に対応してデータをいくつかの領域に区分して記述することである。ここでは後者の立場に立ち、クリープ破断データの記述が領域区分によってどれだけ改善されるかを検討する。その結果に基づいて、外挿による誤差が生ずる原因と外挿限度を議論する。

2. 従来のTTP法で生ずる問題

2.1 時間-温度パラメータ(TTP)

クリープ試験で得られた破断時間は、あるパラメータ $P(t_r, T)$ を使って温度の違いを補償すると、応力のみの関数 $F(\sigma)$ となる。これがTTP法の基本的考えである。

$$P(t_r, T) = F(\sigma) \dots\dots\dots (1)$$

ここで t_r は破断時間, T は絶対温度を意味する。したがってTTP法では, どのようなTTPと応力関数を用いるかが課題となる。

$P(t_r, T)$ として, L-M法およびM-H法ではそれぞれ次のものが使われている。

$$P(t_r, T) = (\log t_r - \log t_0) T \dots\dots\dots (2)$$

$$P(t_r, T) = (\log t_r - \log t_0) / (T - T_0) \dots\dots\dots (3)$$

ここで t_0 と T_0 は任意定数である。(2)式から明らかなようにL-M法は次のことを前提としている。すなわち, 一定応力では $\log t_r$ と $1/T$ の間に直線関係があり, 各応力の直線は $1/T = 0$ の軸上の1点で交わる。したがって, $\log t_r - 1/T$ 直線の傾きは低応力ほど大きい。Fig.1(a)には18Cr-10Ni鋼の $\log t_r$ と $1/T$ の関係が示されている。上記の前提条件に反して $\log t_r - 1/T$ 直線の傾きは低応力ほど小さい。この事実を無視して無理にL-M法を適用しても, データを精度よく

記述することはできない。精度よく記述するには, 複数の任意定数を含み温度依存性に関する自由度が大きいM-Hパラメータなどが必要となる (4・2参照)。

(3)式から明かなようにM-H法は次のことを前提としている。すなわち, 一定応力では $\log t_r$ と T の間に直線関係があり, 各応力の直線は (T_0, t_0) で交わる。Fig.1(b)はFig.1(a)のデータを $\log t_r$ と T の関係に書き直したものである。M-H法によるデータの記述では, L-M法のような明らかな問題はない。ところで, このデータに対する交点の位置は $T_0 = 773K$, $\log(t_0/h) = 7.07$ と報告されている²⁾。(3)式ではこの交点において, 応力によらず t_r が一定となる。しかしこれは事実と反する。したがってM-H法は, 実験温度範囲より十分低温に T_0 があり, 実測した t_r より十分長時間の所に t_0 があるデータに適応すべきものである。そして, この条件に反する18Cr-10Ni鋼のデータでは, 高い長時間外挿精度は望めない。

以上から明かなように, 18Cr-10Ni鋼のクリープ破断データはその記述および外挿が容易ではない複雑な挙動を示している。

2・2 応力関数

(1)式の応力関数 $F(\sigma)$ として一般に, 次の $\log \sigma$ の多項式が用いられている^{1)~4)}。

$$F(\sigma) = a_0 + a_1 \log \sigma + a_2 (\log \sigma)^2 + \dots\dots\dots (4)$$

ここで a_i は任意定数である。Fig.2には18Cr-10Ni鋼と2.25Cr-1Mo鋼のクリープ破断データが示されている。これらの破断時間の応力による変化は単調ではなく, 精度よく記述するには4次以上の多項式が必要である²⁾。しかし, 高次多項式は回帰曲線の安定性が低く, 2次以上の多項式では実験応力範囲の境界近傍あるいは低応力側で応力-破壊時間曲線が短時間側へ反転することがある³⁾。このこともまた長時間外挿の障害となる。

3. 回帰式の選択

3・1 TTP

これまでに提案されているTTPは2つに大別される。1つはL-MパラメータやO-S-Dパラメータに代表されるように, $\log t_r$ と $1/T$ の間に直線関係が成立するとするものである。他はM-Hパラメータに代表されるように, $\log t_r$ と T の間に直線関係があるとするものである。後者の例である(3)式では, t_r は次の形で表現される。

$$t_r = t_0 \exp \{ F'(\sigma) (T - T_0) \} \dots\dots\dots (5)$$

$$F'(\sigma) = F(\sigma) / \log e$$

高温での変形や破壊が熱活性化に関連した現象であるとする, (5)式は物理的に妥当な形とは言えない。

Monkman-Grantの関係

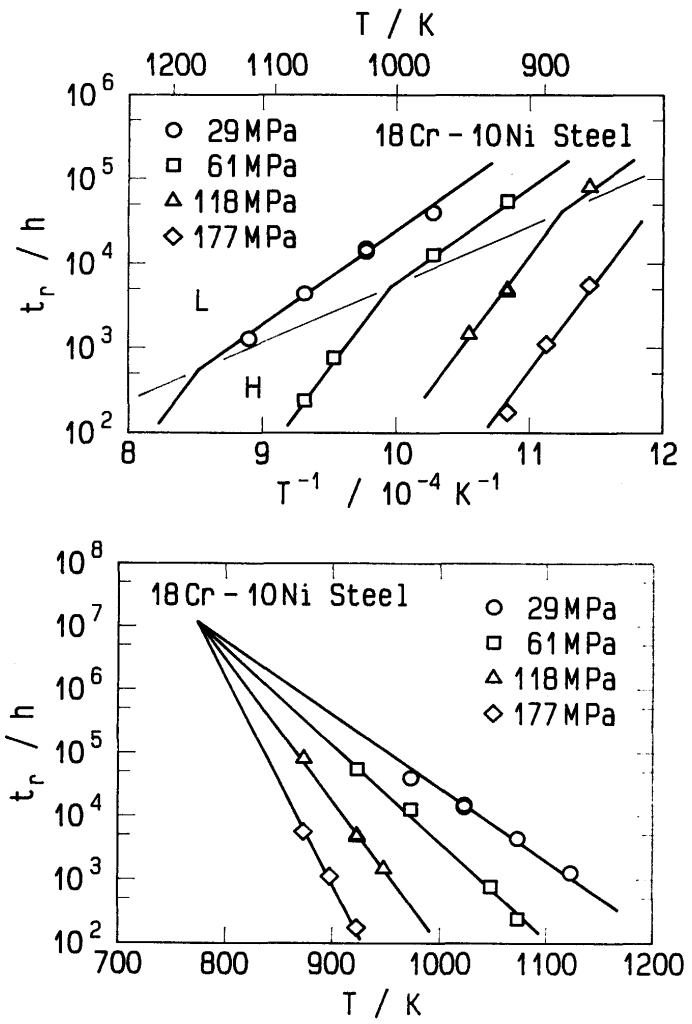


Fig.1. Temperature dependence of iso-stress creep rupture lives t_r of 18Cr-10Ni austenitic stainless steel⁸⁾. (a) Arrhenius plot, and (b) linear plot.

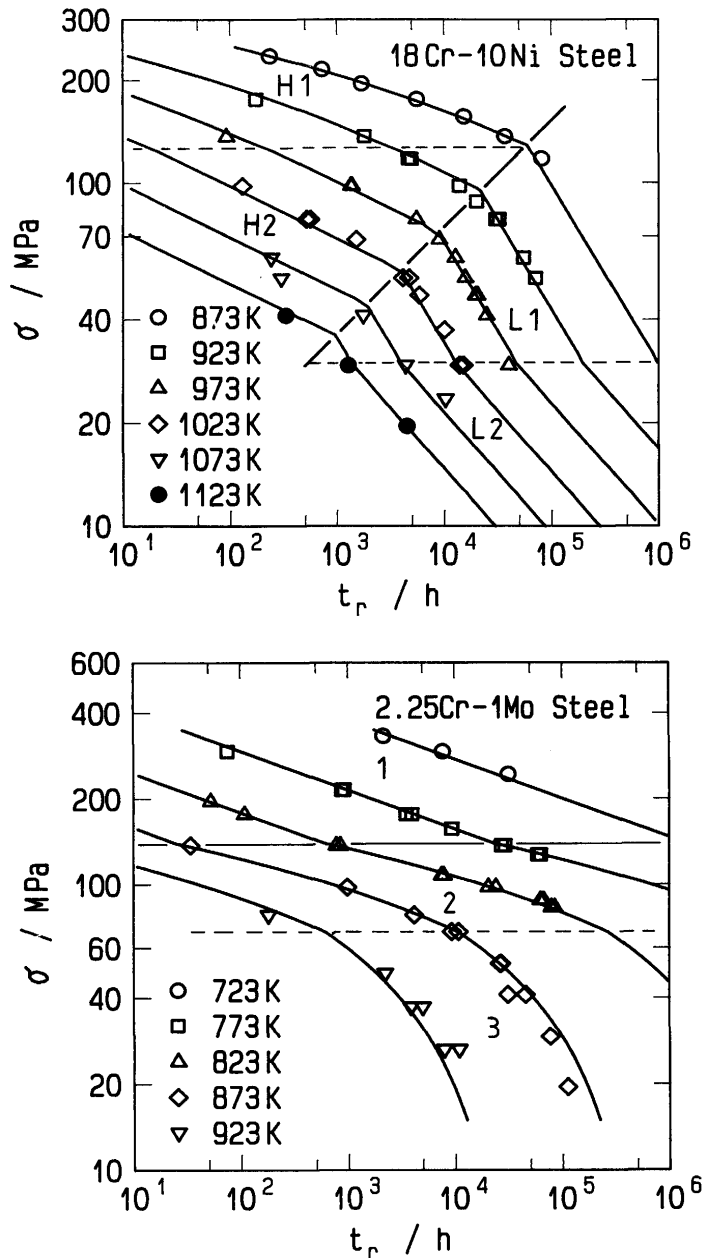


Fig.2. Creep rupture data of (a) 18Cr-10Ni steel⁸⁾ and (b) 2.25Cr-1Mo steel⁷⁾, together with iso-temperature stress-rupture-curves obtained from the present analysis.

$$t_r \dot{\epsilon}_m = C \quad \dots\dots\dots (6)$$

が成立することからわかるように、多くの場合クリープ破壊は粒内変形に拘束された形で進行する。ここでCは定数である。粒内クリープ変形の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は次式のように表現される。

$$\dot{\epsilon}_m = \dot{\epsilon}_0 f(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで $\dot{\epsilon}_0$ は定数、 $f(\sigma)$ は応力の関数、Qはクリープ変形の活性化エネルギー、Rはガス定数である。(6)と(7)式を組み合わせると t_r は次式で与えられる。

$$t_r = C' \exp(Q/RT) / f(\sigma) \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$C' = C / \dot{\epsilon}_0$$

(8)式を書き替えれば次式が得られ、左辺はO-S-Dパラメータである。

$$\log t_r - Q \log e / RT = \log C' - \log f(\sigma) \quad \dots\dots\dots (9)$$

以上のことから、M-HパラメータよりはO-S-Dパラメータが物理的に適当と考えられる。そこでここではO-S-DパラメータをTTPとして採用する。狭い温度範囲では、L-MパラメータとO-S-Dパラメータには実質的な差はない。そして、L-Mパラメータを用いても以下に述べることと同様の結果が得られる。

3・2 応力関数

$\dot{\epsilon}_m$ の応力依存性に関して、べき乗則と指数則が知られている。これらの場合に(9)式は次の形となる。

$$\log t_r - Q \log e / RT = a - n \log \sigma \quad \dots\dots\dots (10)$$

$$\log t_r - Q \log e / RT = b - m \sigma \quad \dots\dots\dots (11)$$

ここでa, n, bとmは任意定数である。(10)式と(11)式の応力関数はいずれもその妥当性が実験的に確認されており、以後の解析では両者の場合を許すことにする。これに対して(4)式の多項式は、物理的根拠をもっておらず、ここでは採用しない。なお指数則は高応力側で、べき乗則は低応力側で成立するのが一般である。

4. 破断データの記述

4・1 解析例

2で述べたように、単純なTTPと応力関数では複数の機構領域にわたる複雑なデータを記述することができない。そこで、複数の任意定数をもつM-Hパラメータと高次多項式が必要となる。しかし、このような複雑なTTPと多項式は逆に外挿の障害となる。この悪循環を断ち切るために、3・1と3・2で選んだ単純なTTPと応力関数を出発点とし、データがどこまで精度よく記述できるかを検討する。

Fig.1(a)に、18Cr-10Ni鋼の $\log t_r$ と $1/T$ の関係が示されている。(9)式が成立し全データが1つの活性化エネルギーQで表現されるならば、各応力のデータは同じ傾きをもつ直線で記述できなければならない。しかしそれは不可能である。ただし、大きなQの値をとる領域H(低温、短時間)と小さなQをとる領域L(高温、長時間)に区分すれば、それぞれの領域では(9)式の関係が成立する。このように1個の任意定数しか含まないO-S-Dパラメータでも、温度の領域区分を行えば、破断時間の複雑な温度依存性を記述できる。

Fig.3に、(9)式に従って温度の違いを補償した破断時間 $t_r \exp(-Q/RT)$ と σ の関係を示す。この図には18Cr-10Ni

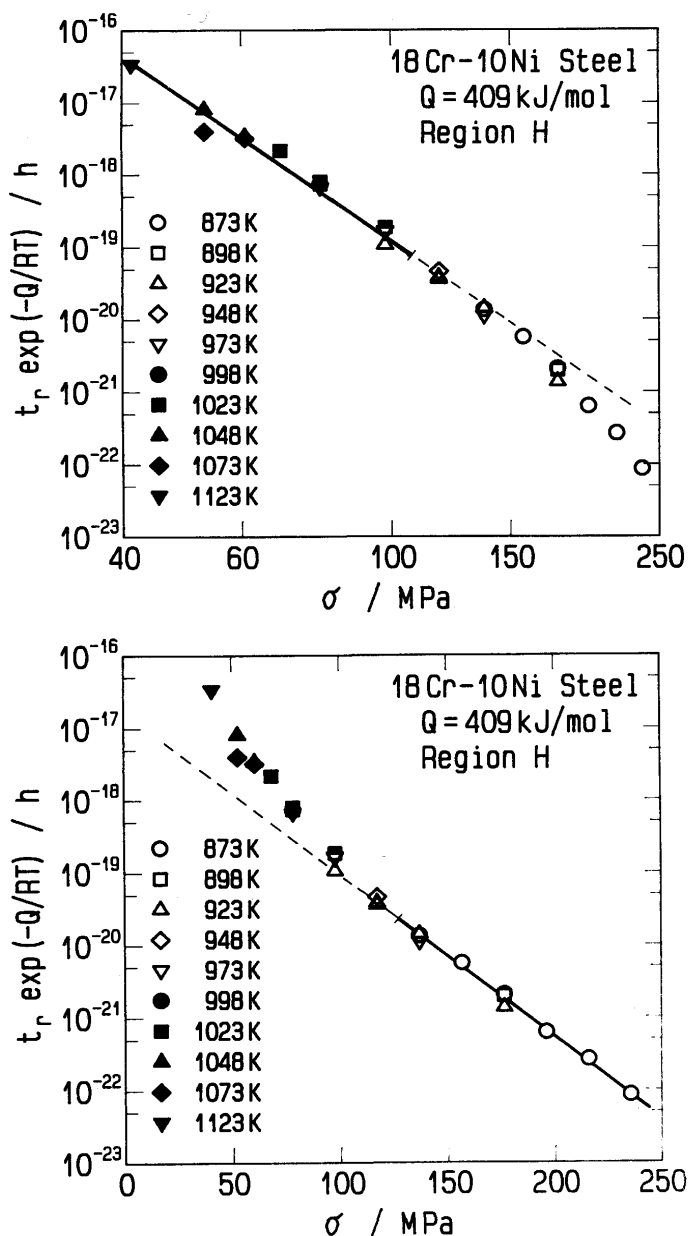


Fig.3. Stress dependence of normalized rupture lives in Region H taking a high activation energy. (a) Double logarithmic plot, and (b) semi-logarithmic plot. Rupture lives measured at various temperatures are normalized in accordance with Eq. (9).

鋼の領域Hのデータのみが示されており、Fig.3(a)は t_r と σ の両対数プロットである。低応力側(130MPa以下)のデータは直線で記述でき、べき乗則が成立している。しかし、高応力側のデータは直線からずれている。応力関数としてべき乗則しか許さないなら(4)式のような $\log \sigma$ の多項式が必要である。しかし、Fig.3(b)に示すように、高応力側のデータは(11)式の指数則で記述することができる。以上のように、べき乗則と指数則を許し領域区分をすれば多項式を用いなくてもデータを記述することができる。

領域Lでの $t_r \exp(-Q/RT)$ と σ の両対数プロットがFig. 4に示されている。この領域では(10)式のべき乗則でデータを記述することができる。ただし、データを精度よく記述

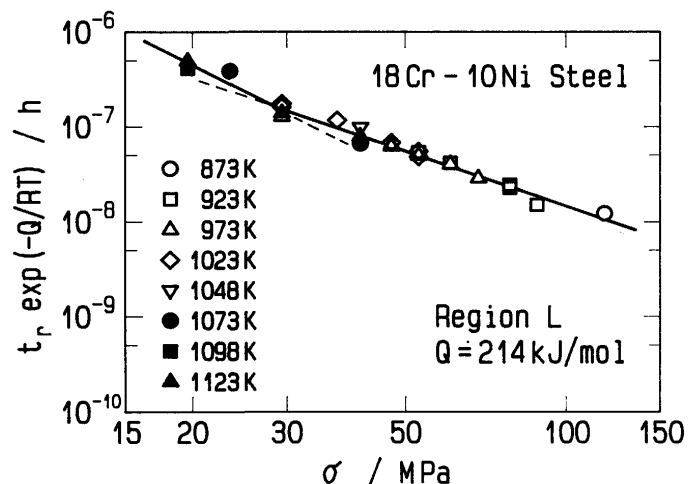


Fig.4. Stress dependence of the normalized creep rupture lives in Region L taking a low activation energy.

するには2つの応力域に区分する必要がある。以上のように4つの領域に区分すれば、各領域ごとに(10)あるいは(11)式の任意定数を最小自乗法で決定するのは容易である。

4・2 温度領域区分が必要な場合

Fig.2(a)には上記解析で得られた回帰曲線が実線で示されている。 t_r と σ の関係は、Fig.1(a)に基づいて、大きな Q をとる領域Hと小さな Q をとる領域Lに分けられる。各領域は、 t_r の応力依存性に従って、さらに領域H1と領域H2、および領域L1と領域L2に分割されている。これら領域区分の妥当性は4・5で検討する。

Fig.5(a)には、他の方法で同じデータを解析した結果²⁾との比較がなされている。ここではデータの記述性を評価する指標として次の標準誤差SEEを用いる⁴⁾,

$$SEE = \sqrt{\sum (Y_i - \bar{Y}_i)^2 / (N - N_p - k - 1)} \quad \dots\dots\dots (12)$$

Y_i は $\log t_r$ の実測値、 $\bar{Y}_i$ は(10)あるいは(11)式から計算された $\log t_r$ の値、 N はデータの数、 N_p はTTPに含まれる任意定数の数、 k は多項式の次数を意味する。図の横軸の任意定数の総数は $N_p + k + 1$ の値である。L-M法、O-D-S法およびManson-Succop (M-S) 法はTTPに1個の任意定数((2)式の t_0 あるいは(9)式の Q)しか含まない。図からわかるように、これらの方法では高次多項式を使ってもSEEは0.2程度であり、データの記述性が悪い。これに対して、TTPに2個の任意定数((3)式の t_0 と T_0)を含むM-H法およびGoldhoff-Sherby (G-S) 法では、4次以上の多項式を使うとSEEが十分低くなり実測値が精度よく記述できる。

Fig.5(a)の黒塗り記号は領域区分したO-S-D法の結果である。(10)および(11)式に含まれる任意定数の総数は3((10)式では Q , a と n , (11)式では Q , b と m)であるが、領域区分がなされている。そこで各領域ごとにSEEを計算した。その値がTable 1に示されている。Fig.5(a)の黒塗りの点は、各SEEの値をデータ数の重みをつけて平均したもので

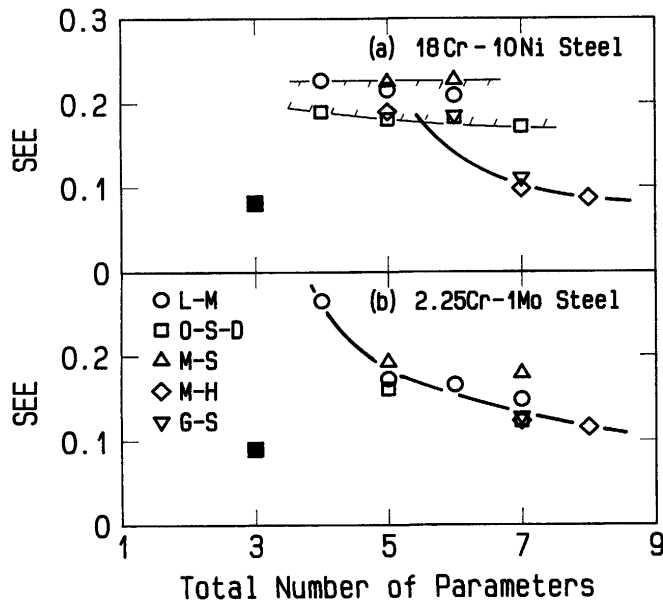


Fig.5. Standard error of estimate, SEE, as a function of the total number of parameters involved in regression equations. (a) 18Cr-10Ni steel, and (b) 2.25Cr-1Mo steel. L-M: Larson-Miller method, O-S-D: Orr-Sherby-Dorn, M-S: Manson-Sucop, M-H: Manson-Haferd, G-S: Goldhoff-Sherby. The solid symbols were obtained from the present analysis, and the open symbols have been reported in Ref.2).

ある。O-S-Dパラメータには任意定数が1個しかない。しかも高次多項式を使っていない。それにもかかわらず、領域区分をすることによって、M-Hパラメータと5次多項式を用いたものと同程度によくデータを記述することができる。

4・3 温度の領域区分が不要な場合

Fig.2(b)に2.25Cr-1Mo鋼のクリープ破断データが示されている。この材料では全データの温度依存性が1つの活性化エネルギー Q で表現でき、温度の領域区分は必要ない。 t_r の応力変化は3つの応力領域(領域1~3)に区分すれば(10)と(11)式のみで記述できる。図中の実線はこのような領域区分を行い、4・1の手順に従って解析した結果である。Fig.5(b)は他の方法で同じデータを解析した結果²⁾と比較したものである。本解析で得られた各領域のSEEがTable 1に示されている。図中の黒塗り記号はこれらの値の平均値である。高次多項式を用いた結果よりさらにSEEが小さくなっている。

t_r が複雑な応力依存性を示す2つの代表例を解析し、いずれの場合にも高次多項式は不要であった。このことは、領域区分をおこなえばすべての材料のデータがべき乗則と指数則のみで記述できることを示唆する。

4・4 TTPに含まれるべき任意定数の数

温度領域区分が不要な2.25Cr-1Mo鋼(Fig.5(b))では、TTPに含まれる任意定数の数は問題ではなく、回帰式全体の任意定数の総数が多いほどSEEが単調に低下する。また

Table 1. Standard error of estimate, SEE, in each regions.

Region	Number of Data Points	SEE
18Cr-10Ni Steel		
H1	10	0.071
H2	17	0.119
L1	18	0.052
L2	8	0.082
Average		0.082
2.25Cr-1Mo Steel		
1	19	0.074
2	19	0.074
3	13	0.135
Average		0.090

t_r が複雑な温度依存性を示す18Cr-10Ni鋼の結果でも、2つの領域に区分すれば、温度依存性に関して1個の任意定数 Q しか含まないO-S-Dパラメータで精度よくデータが記述できる。以上のことは、領域区分を許せばすべての材料のデータがO-S-D法で記述できることを示唆する。

L-M法、O-S-D法およびM-S法ではTTPに1個の任意定数しか含まれていない。これらを18Cr-10Ni鋼に適用した結果(Fig.5(a))では、応力多項式の次数を上げて、SEEはほとんど低下しない。これに対して、TTPに2個の任意定数を含み温度依存性に関する自由度が高いM-H法とG-S法では、応力多項式の次数を上げるとSEEが明らかに低下する。ところで、前者の結果は t_r の温度依存性が複雑な材料に温度依存性に関する自由度が低いTTPを無理に適用したために起きたことである。したがって、後方でSEEが低いことは、TTPが本質的に2個の任意定数を持つ必要があることを示すものではない。

4・5 領域区分の妥当性

以上の議論では、機構領域図を領域区分の単なるより所として使ったに過ぎない。ここでは、区分された領域と機構図の関連を検討する。2.25Cr-1Mo鋼では領域1から領域2に移ると、 $\log t_r - \log \sigma$ 曲線の傾きすなわち応力指数が増加する。しかし、応力指数は低応力ほど小さいのが普通である。したがってこの境界では、本質的な機構変化がおきていると考えられる。この材料では、領域1と2の境界でクリープ曲線形状が変化し¹¹⁾¹²⁾、この境界で変形機構が変化している。

領域2から領域3へ移った場合には応力指数が低下する。これは機構変化がなくても予想されることであり、応力関数としてべき乗則((10)式)と指数則((11)式)しか許さなかったことによる見かけの境界である可能性がある。領域2と3ではクリープ曲線形状の変化はおきず¹¹⁾、もっと複雑な応力関数を許せば1つの領域として取り扱うことが可能である¹²⁾。なおこの材料では、領域2と3の境界より高応力では粒内クリープ破壊で、低応力側では再結晶ラプチャーで破壊することが報告されている¹³⁾。また、Nakashiroら¹⁴⁾は領域3が酸化減肉の影響が大きい領域であることを指摘

している。

広い応力範囲を記述するには、応力関数として双曲線関数を用いるのがよいとされている。しかしここでは、双曲線関数の高応力側での近似式（指数則）と低応力側での近似式（べき乗則）のみを考えた。このような近似をせずに応力関数として双曲線関数を用いれば18Cr-10Ni鋼の領域H1とH2は1つの領域として取り扱うことができる。したがって、この境界は見かけの物である。領域L1からL2に移ると応力指数が大きくなる。このことは領域L1とL2が機構的に異なる領域であることを示唆する。18Cr-10Ni鋼の他のヒート（ABE）⁸⁾の解析結果でも領域L2の存在が示唆される。ただしいずれの場合にも、領域L2に属するデータはごくわずかで、この領域の存在はさらに実験して確認する必要がある。

18Cr-10Ni鋼で最も重要なのは、 t_r の温度依存性が変化する領域H2とL1の境界である。この材料の破壊機構は、長時間になるにつれて、粒内クリープ破壊、くさび形粒界き裂、粒界キャビティによる破壊、 σ 相界面での割れと変化する¹⁵⁾。領域H2とL1の境界はキャビティによって破壊する領域の中にあり、破壊機構領域図におけるいずれの境界とも厳密には一致しない。ただし、キャビティによる破壊と σ 相界面での割れという2つの破壊機構の境界に近く、この境界とはほぼ平行している。門馬⁹⁾は同じデータを破断ひずみ10%を境として2つの領域に区分して解析することを提案している。領域H2とL1の境界は門馬の解析での境界とも近い。しかし現時点では、この境界の物理的根拠は明らかではない。クリープ曲線形状など他の情報を含めたさらなる検討が必要である。

5. 長時間挙動の推定

5・1 温度領域区分が不要な場合

Fig.6(a)に2.25Cr-1Mo鋼のデータを使って長時間挙動を推定した結果を示す。図中の破線は1000h以下のデータのみを使って得られた推定曲線である。1000h以下の範囲には領域3に属するデータが無いので、領域2の推定曲線が領域3まで外挿されている。一般に外挿性を評価する指標として平均二乗誤差RMSが使われる⁴⁾。

$$RMS = \sqrt{\sum (Y_i - \bar{Y}_i)^2 / (N_E - 1)} \dots\dots\dots (13)$$

N_E は外挿した範囲に含まれるデータ数である。Fig.6(a)の結果ではRMS=0.19で、SEEの2倍となる。このことは外挿で誤差が導入されたことを示す。

次式で定義される実測値 t_r と推定値 $\bar{t}_r$ の誤差 δ がFig.7(a)に示されている。

$$\delta = | \log(t_r / \bar{t}_r) | \dots\dots\dots (14)$$

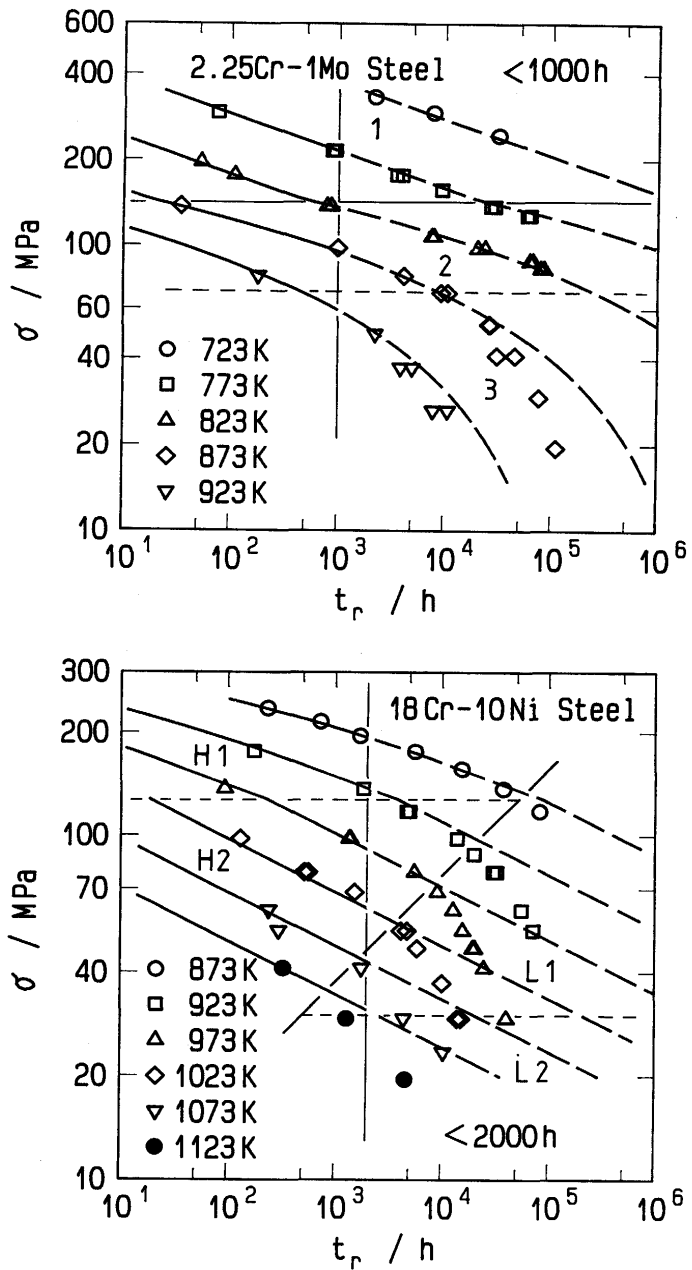


Fig.6. Iso-Temperature stress-rupture-curves predicted from (a) rupture data of 2.25Cr-1Mo steel shorter than 1000h, and (b) rupture data of 18Cr-10Ni steel shorter than 2000h.

なお横軸は破断時間の実測値である。領域区分がわかっているならば、どの領域で誤差が大きいかを δ に基づいて詳細に検討することができる。領域1と2では、 δ は t_r に依存せず、その平均値はそれぞれ0.054と0.085である。これらの値はTable 1に示したそれぞれの領域のSEEと同程度であり、これらの領域では外挿にともなう誤差は導入されない。ところで、領域1および2での長時間挙動推定は、高温・短時間の試験から同一応力・低温での挙動を推定する温度加速試験に相当している。これに対して領域3では、同一温度・高応力でのデータから低応力・長時間の挙動を推定する応力加速試験となっている。そしてこの場合には、 t_r の増加とともに δ が増大し、外挿による誤差が導入される。一般に温

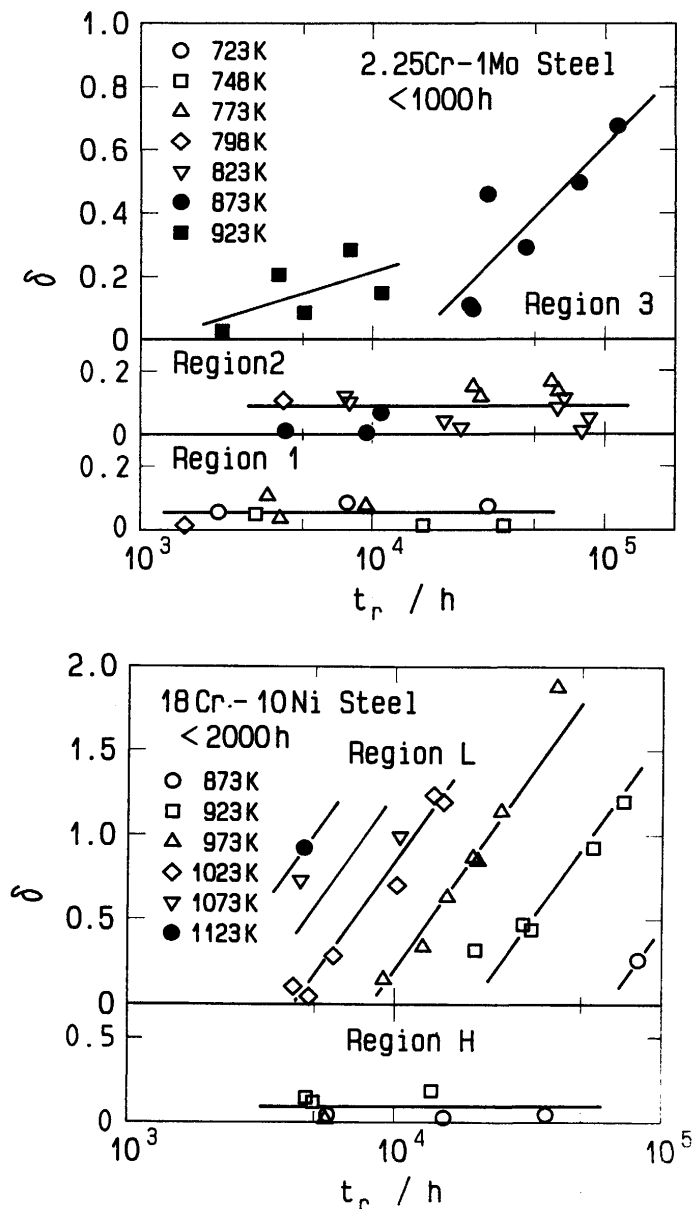


Fig.7. Difference between a measured rupture life t_r and the corresponding value predicted t_r in each region of Fig.6 (a) and (b). δ is defined as $\delta = |\log(t_r/t_r)|$.

度加速試験の方が応力加速試験より長時間挙動の推定精度が高いと考えられており¹⁶⁾, 余寿命評価では温度加速試験がしばしば用いられている¹⁷⁾¹⁸⁾。上記の結果は温度加速試験の優位性を支持しており, 温度加速試験では100倍長時間の挙動が何の問題もなく推定できる。

5・2 温度領域区分が必要な場合

Fig.6(b)は18Cr-10Ni鋼のデータに基づいて長時間挙動を推定した結果である。図中の破線は2000h以下のデータのみを用いて得られている。2000h以下に限ると領域Lに属するデータは2点しかない。2点では解析不可能であり, 領域Hでの解析結果が領域Lに外挿されている。この推定結果に対するRMSは0.76であり, SEEの値より10倍も大きい。推定値と実測値の誤差 δ をFig.7(b)に示す。領域H内での長

時間挙動推定は温度加速試験の形になっており, δ の値は t_r に依存せず, その平均値は0.083である。この値はTable 1に示した領域H 1およびH 2でのSEEと同程度である。したがって同一領域内であれば, 外挿による誤差を導入することなく20倍長時間の挙動が推定できる。

18Cr-10Ni鋼では2.25Cr-1Mo鋼と違って, 同一応力でも温度が低下すると別の領域Lが出現する。そして, 領域Lでは t_r の増加とともに δ が増加する。このように別な領域での挙動を推定する場合には, 温度加速試験ももはや有効ではない。

5・3 外挿限度

上記のように, 領域を区分して検討すると, 外挿による誤差がなぜ導入されるかがわかる。そして, 同一領域内に限れば3倍をはるかに超えた所まで精度よく外挿できることが明らかになった。

Fig.6と7からわかるように, 異なる領域への外挿では, t_r の値すなわち何倍長時間へ外挿したかではなく, 領域の境界からどれだけ離れているかによってその点の誤差 δ の大きさが決まる。そこで, 領域の境界での破断時間が2000h近傍にあるFig.7(b)の1073Kでのデータを例にとって, 異なる領域へ外挿した時の外挿限度を考えてみる。この条件では, 2倍長時間に外挿した領域L内の点(t_r の実測値4400h)で既に δ が0.73(t_r の推定値24000h)となっている。この例は, 実験応力範囲内であっても別な領域では, 2倍長時間のことすら十分な精度で推定できない場合があることを示す。したがって, 3倍までなら高精度で外挿できるという考えはすべての場合に適用できるわけではない。

同一応力であっても温度が変化すると異なる領域が出現するか否かは, 長時間外挿を正しくおこなうのに不可欠な情報である。このことを考えると, 既に得られている各材料のデータを詳細に解析し, 各材料でどのような領域が出現するかを明らかにしておくことが強く望まれる。

6. 結論

破断時間-応力データをいくつかの温度および応力領域に区分しOrr-Sherby-Dorn法を用いて解析する方法を提案した。この領域区分法は複雑な挙動を示す材料で特に有益である。そして領域区分をおこなうと, 1個の任意定数しか含まない時間-温度パラメータと線形の応力関数のみで, すべてのクリープ破断データを精度よく記述できる可能性がある。各領域ごとに長時間外挿性を検討した結果, 同一領域内での挙動は100倍長時間のものであっても精度よく推定されることが明らかになった。しかし, 異なる領域での挙動は2倍長時間の点でも正しく推定できないことがある。これらのことを考えると, 各材料でどのような領域が出現するかを明らかにしておくことが必要と考えられる。

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します。解析に用いたデータは、日本鉄鋼協会 VAMAS材料評価部会の活動の一環として、金属材料技術研究所から提供されたものである。本研究は文部省科学研究費一般研究C (No.03650564)の補助のもとに行われた。以上のことを付記し謝意を表します。

文 献

- 1) R. Viswanathan: Damage Mechanism and Life Assessment of High-Temperature Components, (1989), p.59 [ASM International, Metals Park, Ohio]
- 2) Y. Monma, K. Kanazawa and S. Nishijima: Computational Models for Creep and Fatigue Data Analysis, VAMAS Technical Report No.7, (1990), p.1 [NRIM, Tokyo]
- 3) 門馬義雄, 芳須 弘, 坂本正雄: 日本学術振興会第123委員会報告, **32** (1991), p.177
- 4) 藤田利夫, 門馬義雄, 松崎明博, 木原重光, 志賀正男, 笠原晃明: ISO6303に準拠したクリープ破断データ外挿の手引, (1983), p.1 [日本鉄鋼協会]
- 5) H. J. Frost and M. F. Ashby: Deformation Mechanism Maps, (1982), p.1 [Pergamon Press]
- 6) M. F. Ashby, C. Gandhi and D. M. R. Taplin: Acta Metall., **27** (1979), p. 699
- 7) 金属材料技術研究所クリープデータシート, No.3B, (1986), [金属材料技術研究所]
- 8) 金属材料技術研究所クリープデータシート, No.4B, (1986), [金属材料技術研究所]
- 9) 門馬義雄: 高温強度評価の現状と展望, (1986), p.39, [日本鉄鋼協会]
- 10) S. S. Manson and C. R. Ensign: Trans. ASME J. Eng. Mater. Technol., **101** (1979), p.317
- 11) K. Maruyama: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, (1990), p.109 [The Inst. of Metals, London]
- 12) K. Maruyama, H. Kushima and T. Watanabe: ISIJ Int., **30** (1990), p.817
- 13) 田中千秋, 新谷紀雄: 構造材料の信頼性評価技術の開発に関する研究成果報告書 (科学技術庁研究開発局編), (1988), p.31
- 14) M. Nakashiro, S. Kihara, F. Kishimoto and T. Fujimori: ISIJ Int., **30** (1990), p.823
- 15) 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 新谷紀雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p.2009
- 16) R. V. Hart: Metals Technol., **3** (1976), p.1
- 17) R. Viswanathan, R. B. Dooley and A. Saxena: Trans. ASME J. Press. Vess. Technol., **110** (1988), p. 283
- 18) Y. Kadoya, T. Goto, S. Date, T. Yamauchi, T. Saida and T. Sada: ISIJ Int., **30** (1990), p.854