

時間—温度パラメータ法における クリープ破断寿命の外挿誤差

丸山 公一*・馬場 栄次*²・横川 賢二*²・九島 秀昭*²・八木 晃一*²

Errors of Creep Rupture Life Extrapolated by Time-Temperature Parameter Methods

Koichi MARUYAMA, Eiji BABA, Kenji YOKOKAWA, Hideaki KUSHIMA and Koichi YAGI

Synopsis : Long term creep rupture life has been estimated from short term data by the extrapolation based of the time-temperature parameter (TTP) methods. This work aims at discussing causes of the extrapolation error. Temperature dependence of rupture life can change at longer lives due to the change in fracture mechanism. The present forms of TTP, however, do not take the change into account, and this disregard is responsible for the extrapolation error. When the change occurs, one cannot correctly extrapolate rupture life even less than three times the longest test duration. On the other hand, rupture life can be extrapolated more than ten times without introducing a serious error when the change is absent. The change in temperature dependence also influences the direction of deviation from true values. The extrapolation provides a conservative estimate when the temperature dependence of rupture life increases at longer lives, whereas it gives a nonconservative estimate when the dependence decreases.

Key words : heat-resisting steel ; long-term creep rupture life ; temperature dependence ; life prediction ; time-temperature parameter ; extrapolation reliability.

1. 緒言

高温構造材料の性能評価および許容応力の決定には、使用条件下での破断寿命が必要である。材料は 10^6 hを越える長期間使われるが、試験可能な期間は限られている。そこで、長時間挙動は短時間試験から推定しなければならない。破断寿命は、時間—温度パラメータ法(TTP法)による外挿で推定されてきた。しかし、その外挿は誤差を導入し¹⁾²⁾、外挿範囲は一義的に制限されている³⁾。外挿精度を保証できるのは最長試験時間の3倍以内、10倍を越える外挿は避ける。

使用時間と試験可能期間(開発初期の材料では高々数千時間)を比べると、10倍を越える外挿が望まれる。3で述べることからわかるように、外挿によるずれの向きと程度はデータごとに異なるはずである。そこで、個々のデータごとに外挿限度を評価しようという提案もなされている⁴⁾。ここでは、そのような評価の基礎資料として、外挿誤差が導入される原因を検討する。また、ずれの向き(危険側あるいは保守側)を決める因子についても考える。

2. 時間—温度パラメータ

TTP法は、パラメータ $P(t_r, T)$ を使って温度 T の違いを補償すると、破断時間 t_r が応力 σ のみの関数 $F(\sigma)$ で表現でき

るという考えに基づいている。

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

代表的なTTP法には、Larson-Miller(L-M)法、Manson-Hafner(M-H)法およびOrr-Sherby-Dorn(O-S-D)法がある⁵⁾。これらはそれぞれ、次式を $P(t_r, T)$ として使う。

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

$$P(t_r, T) = \frac{\log t_r - \log t_0}{T - T_0} \dots\dots\dots (3)$$

$$P(t_r, T) = \log t_r - Q \log e / RT \dots\dots\dots (4)$$

ここで t_0 、 T_0 と Q は任意定数、 R は気体定数である。応力の関数 $F(\sigma)$ は、次の多項式が使われる。

$$F(\sigma) = a_0 + a_1 \log \sigma + a_2 (\log \sigma)^2 + a_3 (\log \sigma)^3 + a_4 (\log \sigma)^4 + \dots\dots\dots (5)$$

ここで a_i は任意定数である。

TTP法では、次の手順で破断時間を定式化する。温度の違いを最もうまく補正するように(2)~(4)式の任意定数を決める。温度の違いを補正した破断時間の応力依存性を最もよく再現するように(5)式の任意定数を決める。このようにして得られた式を、主に低温へ外挿し、長時間挙動が推定される。したがって、外挿誤差は破断時間の応力あ

平成5年9月20日受付 平成6年1月14日受理 (Received on Sep. 20, 1993; Accepted on Jan. 14, 1994)

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

* 2 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

るいは温度依存性のいずれかを定式化する段階で導入される。4では、どの段階で誤差が導入されるかを考える。

3. TTP法による外挿の問題点

所定の時間までのデータ(太い破線より短時間側)のみを用いてL-M法(点線)およびM-H法(実線)で解析した結果をFig. 1に示す。応力の関数は(5)式を用い、多項式の次数は標準誤差(SEE)が最小となる次数とした³⁾。その理由は5・3で述べるが、O-S-D法はL-M法とM-H法の間の子測結果を与える。そこでO-S-D法の結果は以後も省略する。またここでは、(5)式の a_1 を決定したデータの応力範囲外へは外挿しない。この範囲外への応力外挿は当然、別な外挿誤差を導入する。

2.25Cr-1Mo鋼(Fig. 1 (a))⁶⁾では、5000hまでのデータに基づいて得た回帰曲線が長時間へ外挿されているが、約 10^5 hの実測値(20倍の外挿)がかなりよく推定できる。SUS 304鋼(Fig. 1 (b))⁷⁾では、 10^4 hまでのデータを用いて解析した。973Kの結果を見ると、外挿破断時間が 3×10^4 h(3倍の外挿)となる応力での実測値は、L-M法では 1.3×10^4 h、M-H法では 1.6×10^4 hである。これらは、早くも2倍の誤差が生じている。以上から明らかのように、外挿できる限界はすべてのデータに一義的なものではない。

2.25Cr-1Mo鋼(Fig. 1 (a))では、わずかなずれではあるが、L-M法は楽観的、M-H法は悲観的な推定をする傾向にある。SUS 304鋼(Fig. 1 (b))では、M-H法もL-M法も危険側の予測結果を与える。SUS 316鋼(Fig. 1 (c))の結果は逆で、大きなずれではないが、873Kの結果はL-M法もM-H法も保守側の推定結果となる。このように、外挿結果と実測値のずれの向きは様々である。

以上の実情を考えると、破断時間の外挿限度を検討するには、次の2点を解明しておく必要がある。 (1)外挿誤差の程度がデータごとに異なる理由。 (2)保守側あるいは危険側の外挿結果になる条件。

4. 外挿誤差の原因

材料を高温変形すると3種類の破断様式(ラプチャ、粒内破壊および粒界破壊)が観察される⁸⁾⁹⁾。ただし、ラプチャは耐熱構造材料の使用温度ではおきず、問題となるのは他の2つの破壊機構である。高応力・短時間では粒内介在物を起点とするボイドが連結して粒内破壊し、低応力・長時間では粒界ボイドが成長・合体して粒界破壊することが知られている。したがって、クリープ破断データには破壊様式が異なる領域での結果が含まれる可能性がある。このことに着目して外挿誤差の原因を考えてみよう。

材料は、ボイドの発生、ボイドの成長・合体(き裂発生)、き裂の進展を経て破断に至る。ただし、ボイドは変形初期

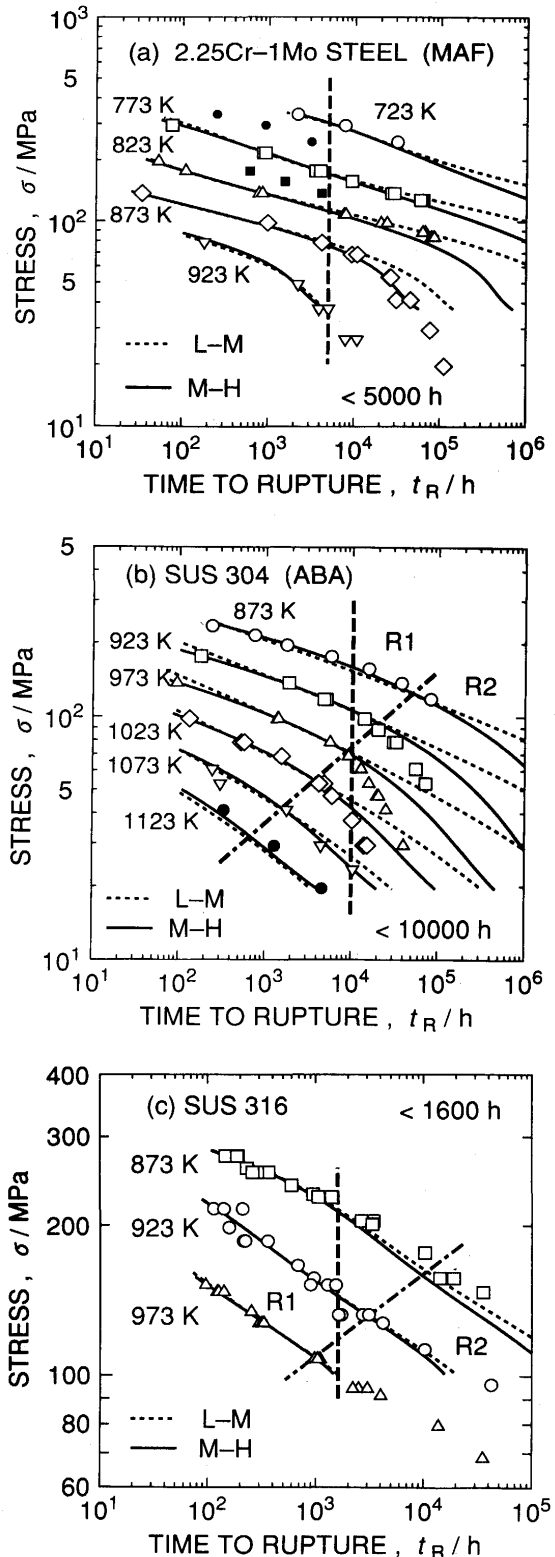


Fig. 1. Stress rupture data of (a)2.25Cr-1Mo steel, (b)type 304 steel and (c)type 316 steel. Dotted and solid lines are regression curves obtained from Larson-Miller (L-M) and Manson-Haferd (M-H) analyses, respectively, based on the data shorter than the vertical dashed lines. The dash-dot lines in (b) and (c) indicate the boundary at which temperature dependence of rupture life changes from region 1(R1) to region 2(R2). Solid circle and solid square in (a) were measured at 748 and 798K, respectively.

から観察されることが多く、その発生に要する時間は無視しうると考えられる¹⁰⁾¹¹⁾。き裂進展に要する時間は、大型構造物では重要であるが、平滑試験片では他に比べて短い⁵⁾。したがって、ボイドの成長・合体に要する時間が平滑試験片の破断時間の大部分を占める。以下では、破断時間はボイドの合体に要する時間に等しいとして議論を進める。

クリープ破壊理論によれば、粒内ボイド成長は粒内変形に律速され、破断時間は次のように表現される¹²⁾。

$$t_R \propto 1/\dot{\epsilon} \dots\dots\dots (6)$$

ここで $\dot{\epsilon}$ は粒内クリープ速度で、一般には次式の形となる。

$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^n D_L \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 n は転位クリープの応力指数($n > 3$)、 D_L は格子拡散係数である。これらから、破断時間の応力および温度依存性は次のように予想される。

$$t_R \propto 1/\sigma^n D_L \dots\dots\dots (8)$$

粒界ボイド成長には、律速機構が異なる3つの場合がある。(1)粒内変形律速、(2)ボイド表面拡散律速、および(3)粒界拡散律速。CooksとAshby¹³⁾によれば、各機構で律速されたボイド成長は長寿命になるにつれて(1)(2)(3)の順に出現する。粒内変形律速では、破断時間は(8)式と同じ形の応力および温度依存性を示す¹²⁾。表面拡散および粒界拡散律速では、それぞれ、破断時間は次の形になる¹²⁾。

$$t_R \propto 1/\sigma^3 D_S \dots\dots\dots (9)$$

$$t_R \propto 1/\sigma D_{GB} \dots\dots\dots (10)$$

ここで D_S は表面拡散係数、 D_{GB} は粒界拡散係数である。

以上の理論から破断時間の応力および温度依存性を予測すると、Fig. 2が得られる。応力指数(Fig. 2 (a))は短寿命側の n から長寿命側の1へと変化する。実際にも、SUS 304鋼の応力指数(Fig. 1 (b))は、短寿命側の $n > 6$ から長寿命側の2へと低下する。ところで、TTP法では(5)式の多項式が用意されており、破断時間の応力依存性が複雑であっても、それを記述するのに問題はない。したがって、応力依存性の複雑さから外挿誤差が導入されることはないと考えられる。

破断時間の温度依存性(Fig. 2 (b))は、短寿命側の大きな活性化エネルギー(Q_L : 格子拡散)から長寿命側の小さな活性化エネルギー(Q_S および Q_{GB} : 表面および粒界拡散)へ変化すると予想される。実際にも、SUS 304鋼(Fig. 3 (a)参照)では短寿命側の410kJ/molから長寿命側の210kJ/molへと低下する。これらの活性化エネルギーの値は、弾性定数および組織の温度による違いを考えれば、理論からの予測とほぼ一致している。(2)(4)式から明らかなように、L-M法およびO-S-D法は $\log t_R$ と $1/T$ の間に直線関係があることを前提とする。Fig. 2 (b)の予測はこの前提に反する場合が

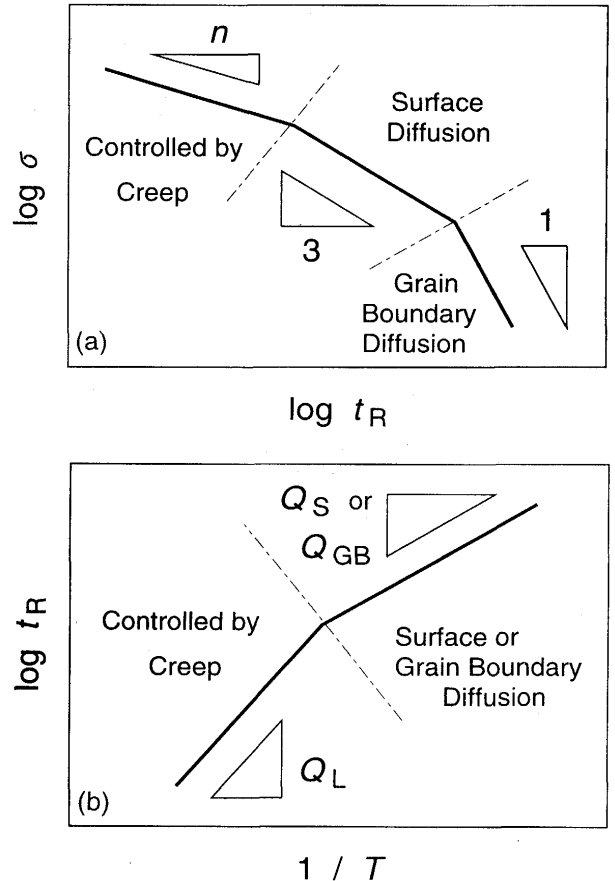


Fig. 2. (a)Stress and (b)temperature dependence of rupture life expected from creep rupture theories.

あることを示唆する。M-H法((3)式)は、 $\log t_R$ と T の間に直線関係があることを前提とするが、Fig. 2 (b)のような活性化エネルギーの変化に対応できるわけではない。以上のように、従来のTTP法は破断時間の温度依存性の変化に対応できない状況にある。したがって、温度依存性が変化しない場合には長時間のことが正しく予測でき、変化がある場合にはそれが不可能になると予想される。次節ではこの予想を検討する。

粒界ボイド成長はしばしば、隣接する結晶粒の粒内変形に律速される(拘束ボイド成長)。この場合には、破断時間は常に(8)式の形で表現され¹²⁾、(9)あるいは(10)式で表現される温度・応力依存性は出現しない。

粒内クリープの応力・温度依存性は、(7)式のように単純でないことがある。2.25Cr-1Mo鋼(Fig. 1 (a)の773および823K)やSUS 316鋼(Fig. 1 (c)の923および973K)では、短寿命側データを直線外挿した値に比べて長寿命の点が長時間側へずれている。このことは、粒内変形の応力指数 n が中間応力で大きくなることと対応している^{14)~16)}。また、Fig. 1 (c)のSUS 316鋼ではクリープ速度の見掛けの活性化エネルギーが、組織の温度変化のために、低応力(長寿命)で大きくなる¹⁶⁾。これに対応して、この材料では破断時間の温度依存性が長寿命側で大きくなる(短寿命側360kJ/mol, 長寿

命側430kJ/mol. Fig. 4 (a)参照)。

以上のように、Fig. 2より複雑なことが実際にはおきる。しかし、そのような場合を含めても、先の予測(現在のTTP法は破断時間の複雑な応力依存性には対応できるが、温度依存性の複雑さには対応できない)に変わりはない。

5. 破断時間の温度依存性

5.1 SUS 304鋼

SUS 304鋼の $\log t_R$ と $1/T$ の関係をFig. 3 (a)に示す。図中の破線は活性化エネルギー Q の変化を考慮した領域区分O-S-D法の解析結果¹⁷⁾で、一点鎖線を境として大きな Q をと

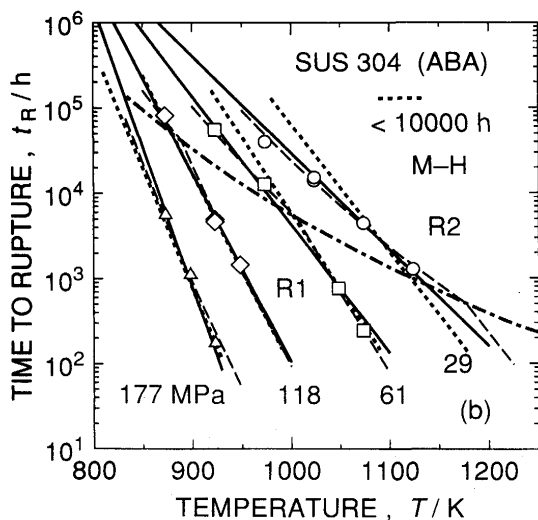
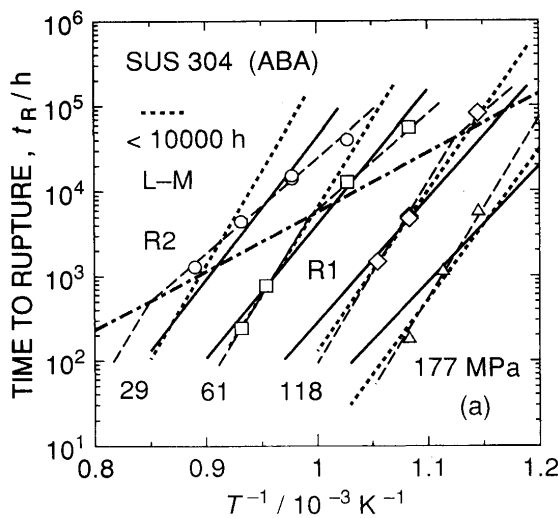


Fig. 3. Temperature dependence of rupture life of type 304 steel. (a)L-M and (b)M-H analyses. The dash-dot line represents the boundary at which temperature dependence of rupture life changes from region 1 (R1) to region 2 (R2), and others are regression curves; solid: L-M analysis based on all the data, dashed: temperature dependence modified Orr-Sherby-Dorn analysis¹⁷⁾ based on all the data, dotted: (a)L-M or (b)M-H analysis based on the data shorter than 10000h.

る領域R1と小さな Q をとる領域R2に分けて解析されている。破線は実測値の温度依存性をよく再現し、このデータでは破断時間の温度依存性が変化することがわかる。

$\log t_R$ と $1/T$ の直線関係を前提とするL-M法は、全データを用いて解析すると実線のような線を引くことになる。したがって、その前提に反するデータを正しく記述することはできない。また、長時間外挿でも問題が生ずる。点線は10⁴h以下のデータのみを使って得た回帰直線を長時間まで外挿したものである。長寿命側の点が無くなると、大きな Q をとる短寿命データの影響で、点線はその傾きを増す。その結果Fig. 1 (b)のように、低応力・長寿命の点を危険側に予測する。

Fig. 3 (b)は、(a)のデータをM-H法の(3)式に従って $\log t_R$ と T の関係に書き直したものである。破線は(a)と同じ領域区分O-S-D法の結果で、全データを用いたM-H解析の回帰直線が実線で示されている。2つの任意パラメータ(T_0, t_0)を含むM-H法は、L-M法より温度依存性に関する自由度があり、実測値をかなりよく再現することができる。しかしM-H法も、外挿では問題を生ずる。点線は10⁴h以下のデータのみを用いて得られた回帰直線である。長寿命側データが無くなると、大きな温度依存性を示す短寿命データの影響で、低応力側の回帰直線の傾きが大きくなる。その結果Fig. 1 (b)のように、M-H法も低応力・長時間側のデータを危険側に予測する。

以上のことから、破断時間の温度依存性に変化がある材料では、長時間挙動を正しく予測できないことが確認される。そして、このデータのように長寿命側で温度依存性が低下する場合には、危険側の予測結果となる。

5.2 SUS 316鋼

Fig. 4 (a)はSUS 316鋼の解析結果で、破線は領域区分O-S-D法、実線は温度依存性の变化を考慮しない従来のL-M法の回帰直線である。これらは全データを用いて解析されている。一点鎖線より長寿命側(領域R2)で破断時間の活性化エネルギーが増加する。ただし、その増加は小さく、領域区分O-S-D法とL-M法の回帰線に大差はない。点線は1600hまでのデータのみを用いてL-M法で解析した結果である。長寿命側データが無くなると、活性化エネルギーが小さい短寿命データの影響で、推定直線は短時間側へ移動する。その結果、大幅ではないが、Fig. 1 (c)のように保守側の予測結果となる。

Fig. 4 (b)の実線は全データを用いてM-H法で解析した結果で、点線は1600hまでのデータを用いて得た結果である。長寿命データを除くと、点線は短時間側へ移動し、Fig. 1 (c)に示したようにM-H法も保守側の予測結果を与える。

以上のように、SUS 316鋼のデータでも、破断時間の温度依存性の变化が外挿誤差の原因である。そして、長寿命側で破断時間の温度依存性が大きくなる場合には、保守側の推定結果が得られる。

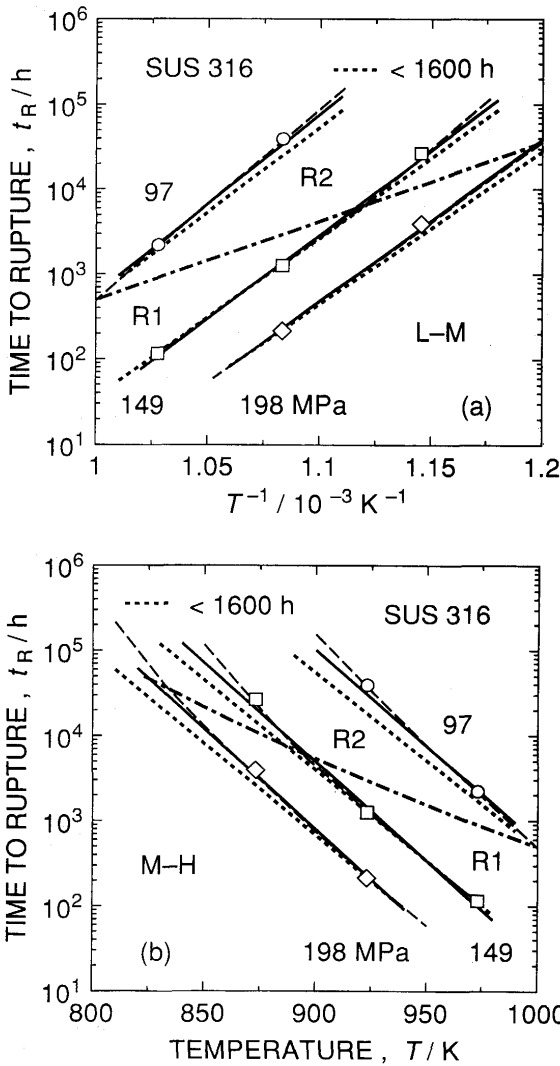


Fig. 4. Temperature dependence of rupture life of type 316 steel. (a)L-M and (b)M-H analyses. Meanings of the lines are the same as Fig.3. The dotted lines in (a)and (b)were estimated based on the data shorter than 1600h.

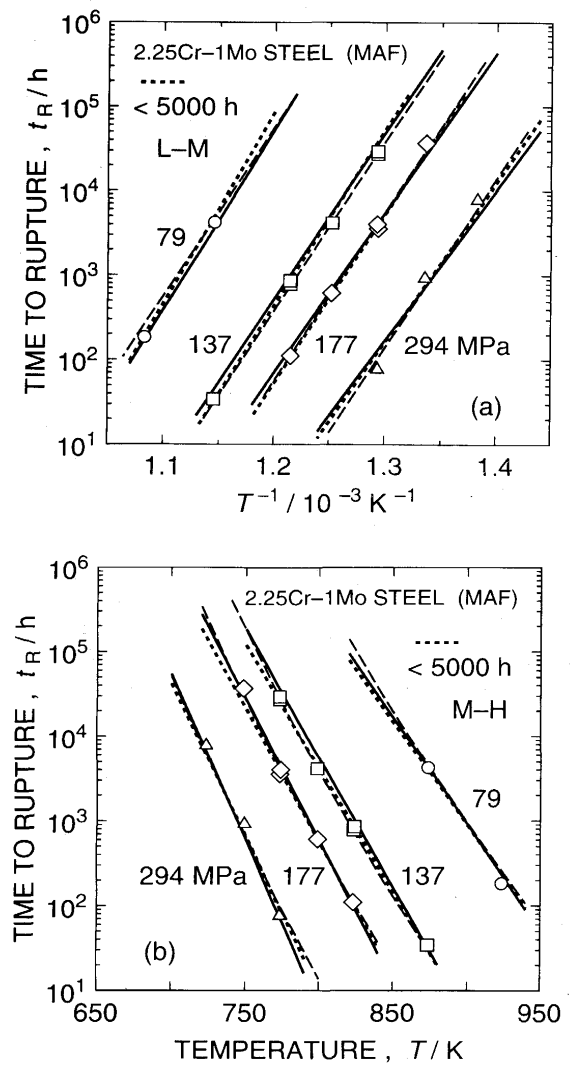


Fig. 5. Temperature dependence of rupture life of 2.25Cr-1Mo steel. (a)L-M and (b)M-H analyses. Meanings of the lines are the same as Fig.3. The dotted lines in (a) and (b) were estimated based on the data shorter than 5000h.

5・3 2.25Cr-1Mo鋼

Fig. 5は2.25Cr-1Mo鋼の破断時間と温度の関係で、(a)および(b)の破線は領域区分O-S-D法の解析結果¹⁷⁾である。この材料では、10⁵hまでには温度依存性の変化が認められない。なお、破線と実線は全データを用いて得られた結果である。両図の点線は5000hまでのデータのみを用いて解析した。破断時間の温度依存性に変化のないこのデータでは、長寿命側のデータを取り除いても回帰直線はほとんどずれない。その結果Fig. 1 (a)に示したように、L-M法も、M-H法も長時間挙動を妥当に推定することができる。

以上から、破断時間の温度依存性に変化がなければ長時間挙動が正しく推定できるという予想も確認される。

log_et_Rと1/Tの直線の傾きを、O-S-D法は応力によらず一定と考え、L-M法は低応力ほど大きいと考える。従って、Fig. 5 (a)の79MPaの3本の直線の比較から予想されるように、わずかではあるが、L-M法は低応力・長寿命の破断時

間をO-S-D法より楽観的に予測する。M-H法では、log_et_RとTの間に直線関係があり、各応力の直線は(T₀, t₀)で交わると考える。これに対して、Fig. 5 (b)の破線で示すように、O-S-D解析の結果は下に凸の曲線となる。したがって、M-H法は、長時間挙動をO-S-D法より悲観的に推定する。以上の比較から明らかなように、M-H解析は常にL-M解析より短寿命の推定結果を与える。そのことはFig. 1の他の材料でも同様である。また、領域区分しないO-S-D法の解析結果が両者の中間となるのも、各解析法の本質に起因している。

6. 外挿限度

破断時間の温度依存性が変化しない2.25Cr-1Mo鋼では、Fig. 1 (a)に示すように、20倍外挿した約10⁵hの実測値が

なりの精度で推定できる。同じデータをO-S-D法で解析した結果¹⁷⁾によれば、同じ実測値を1000h以下のデータのみから(100倍の外挿)精度よく推定することもできる。これに対して、破断時間の温度依存性が変化するSUS 304鋼(Fig. 1 (b))では、温度依存性が変化する境界(一点鎖線)より長時間では、3倍の外挿も推定精度を保証できない。ただし一点鎖線より短時間側では、873K, 約 4×10^4 hの点のように、3倍以上長時間でも正しく推定できる。同じデータをO-S-D法で解析した結果¹⁷⁾では、この点が2000h以下のデータから(20倍の外挿)でも正しく推定される。したがって、重大な誤差を導入することなく長時間外挿できるのは、温度依存性が変化する境界までである。そしてその境界までなら10倍を越える外挿が許される。

7. 結論

- 1) 外挿にともなう破断時間の誤差は、時間-温度パラメータ法が破断時間の温度依存性の変化に対応できないために生ずる。
- 2) 破断時間の温度依存性が変化する境界より短寿命側では、10倍を越える外挿でも誤差はわずかである。
- 3) 境界を越えると、3倍の外挿でも大きな誤差を生ずる。
- 4) Larson - Miller (L-M)法は楽観的な、Manson - Haferd (M-H)法は悲観的な推定をする傾向にある。ただし、温度依存性が変化する境界を越えない範囲では実測値との誤差は大きくない。
- 5) 長寿命側で破断時間の温度依存性が小さくなる場合には、L-M法もM-H法も危険側の推定結果を与える。
- 6) 長寿命側で温度依存性が大きくなる場合には、両者ともに保守側の推定となる。

本研究の一部は、日本鉄鋼協会VAMAS材料評価研究部会の活動として行なわれたものであり、同部会の委員から数々の助言をいただいたことを感謝する。

文 献

- 1) 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]
- 2) 門馬義雄, 芳須 弘, 坂本正雄: 学振123委研究報告, **32**(1991), p.177
- 3) 藤田利夫, 門馬義雄, 松崎明博, 木原重光, 志賀正男, 笠原晃明: ISO 6303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]
- 4) 坂本正雄, 芳須 弘, 門馬義雄: 材料, **41**(1992), p.1655
- 5) R. Viswanathan著, 増山不二光, 丸山公一訳: 高温機器部品の損傷メカニズムと寿命評価, (1993), p.77 [日刊工業新聞社]
- 6) 金属材料技術研究所クリープデータシート, No.3B, (1986), p.1 [金属材料技術研究所]
- 7) 金属材料技術研究所クリープデータシート, No.4B, (1986), p.1 [金属材料技術研究所]
- 8) M.F.Ashby, C.Gandhi and D.M.R. Taplin: Acta Metall., **27**(1979), p.699
- 9) R.J.Fields, T. Weerasooriya and M.F.Ashby: Metall. Trans., **11A**(1980), p.333
- 10) B.J.Cane: Metal Sci., **12**(1978), p.102
- 11) 新谷紀雄, 田中秀雄, 京野純郎, 横井 信: 鉄と鋼, **70**(1984), A237
- 12) J.Cadek: Creep in Metallic Materials, (1988), p.271 [Elsevier, Amsterdam]
- 13) A.C.F.Cocks and M.F.Ashby: Prog. Mater. Sci., **27**(1982), p.189
- 14) K.Maruyama: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure, ed. by B. Wilshire and R.W.Evans, (1990), p.109 [The Inst. Met., London]
- 15) K.Maruyama, H.Kushima and T.Watanabe: ISIJ Intern., **30**(1990), p.817
- 16) 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 Acad. Publ., Dordrecht, The Netherlands]
- 17) 丸山公一: 鉄と鋼, **79**(1993), p.89