特集記事●1
安全性確保のための構造材料寿命評価・予測技術の最前線

クリープ破断時間予測の現状と課題

State of the Art on Prediction of Long-term Creep Rupture Life

丸山公一＊ Kouichi Maruyama
東北大学　大学院環境科学研究科
環境科学専攻　教授

1 はじめに

室温における材料強度（降伏応力や引張強さ）は、基本的に、変形速度（あるいは時間）に依存しない。したがって、通常速度の引張試験を使って、実使用条件での材料強度を直接決定できる。

高温では、原子の拡散が十分な速さで進行し、材料強度を支えている組織（析出物や転位組織など）が劣化する。その劣化は拡散に律速される時間依存型プロセスである。この強度劣化（析出物の凝集や転位組織の回復）や拡散に助けられた転位運動のために、高温では、一定応力下でも時間経過とともに変形が進行し、ついには材料が破断する。これがクリープ現象であり、クリープは時間依存型のプロセスである。時間依存型プロセスであるクリープでは、使用条件下での材料強度を直接実験で決めようとすれば、数十年に渡る実験を要し、それは実行不可能である。そこで、短時間の加速試験に基づいて長時間の挙動を推定する種々の手法が提案されてきた[1-3]。そして、この推定値に基づいてクリープ条件での材料強度が決められる。ここでは、長時間クリープ挙動推定の現状と課題を紹介する。なお、クリープ破断時間が高温機器の許容応力を決めることが多いので、クリープ破断時間に絞って話を進める。

2 クリープ破断時間の一般的推定法

長時間挙動を推定する際には、まず、温度あるいは応力を高めた加速試験を行ない、その結果を定式化する。その代表例であるOrr-Sherby-Dorn法では、次の式を仮定する。

$$t_r = Af(\sigma)\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \cdots\cdots (1)$$

$$\log t_r = \log Af(\sigma) + \frac{Q}{RT}\log e \quad \cdots\cdots (2)$$

ここでt_rは破断時間、Aは材料組織の強さに依存する材料定数、$f(\sigma)$は応力σの関数、Qは活性化エネルギー、Rは気体定数、Tは絶対温度、eは自然対数の底である。加速試験で決めた$Af(\sigma)$とQの値が、実験した応力と温度範囲外にも拡張できるなら、σとTの値を(1)式に代入して、長時間のt_rが推定できる。そのためには、$Af(\sigma)$とQをσとTの関数として定義しておく必要がある。一般に$Af(\sigma)$として、次の式が使われる。

$$\log Af(\sigma) = a_0 + \sum_{i=1}^{5} a_i(\log\sigma)^i \quad \cdots\cdots (3)$$

ここでa_iは定数である。なお本報に示す図では、上記の高次多項式の代りに、次の累乗則あるいは指数則のいずれかを使う。

$$\log Af(\sigma) = a + n\log\sigma \quad \cdots\cdots (4)$$

$$\log Af(\sigma) = b + m\sigma \quad \cdots\cdots (5)$$

ここで、a、n、bとmは材料定数である。そして、これらの式で定義される直線をつなげた折れ線で、t_r-σ曲線を表現する。

上記の説明から分かるように、一般には、$\log t_r$と$\log\sigma$あるいはσの間には、全応力範囲に渡る直線関係は成立しない。そのため、高応力での加速試験結果を低応力へ外挿して長時間挙動を推定する応力加速試験は採用されない。これに対して、活性化エネルギーQは、温度によって変化しない場合が多い。この場合には、図1(a)に示す手法で、容易に長

＊ 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体（JRCM：（財）金属系材料研究開発センター）。

時間挙動が推定できる。図中の実線と四角記号で示す条件で実験を行ない、t_rとσおよびTとの関係が決定されているとする。高応力σ_1での試験から、Qの値を得る。このQを低応力のσ_2やσ_3でも使って、低温T_2での破断時間（白丸印）を直線外挿で得る。この手順は、図1(b)に示すように、高い温度T_1で測定したt_r-σ曲線を

$$\Delta \ln t_r = \frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right) \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (6)$$

だけ長時間へ平行移動し、低温T_2のt_r-σ曲線（点線）を推定すると考えてもよい。図2に2.25Gr-1Mo鋼のクリープ破断データの一例を示す[4]。縦軸にはヤング率Eで割った規格化応力を使っている。(6)式に基づいて、各試験温度のt_r-σ曲線を時間軸に平行に動かし、互いに重ね合わせた結果を図2(b)に示す[5]。各試験温度のデータが1つの曲線で表示できることが確認される。このことは、(1)式のQが温度に依存しない一定値であることを立証している。そしてこのような場合には、長時間の破断時間の推定に、大きな問題はない。

3 複雑なクリープ破断データに対応できる領域区分法

Ni基合金やオーステナイトステンレス鋼では、クリープ破壊の様式が、短時間側の延性粒内破壊から、長時間側の脆性粒界破壊へ遷移する[6]。粒内破壊はクリープ変形に律速され、(1)式の活性化エネルギーは格子拡散の活性化エネルギーQ_lに近い値となる。これに対して粒界破壊は、粒界キャビティの拡散成長に律速され、破断時間の活性化エネルギーは、粒界拡散Q_{gb}やキャビティ表面拡散Q_sの活性化エネルギーに近い値に低下する。このような破壊機構変化は、図3に示す$\ln t_r$-$1/T$直線の折れ曲りを予測する[2]。この小さなQ

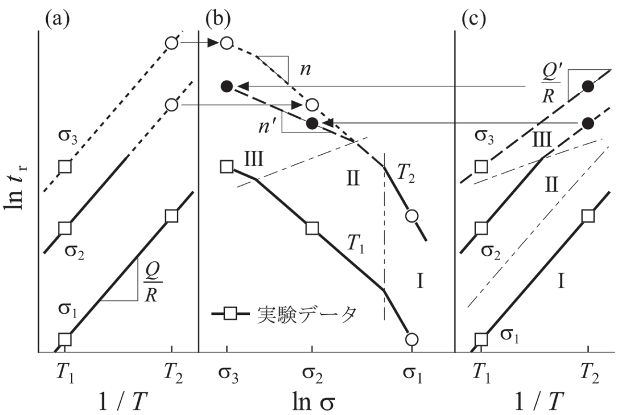

図1　破断時間の推定方法と過大評価の模式図

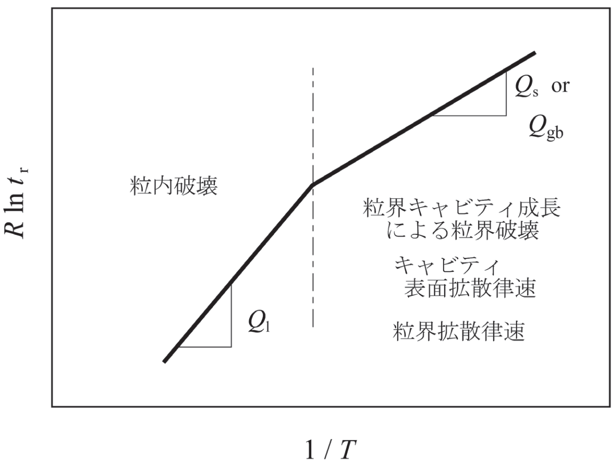

図3　クリープ破壊機構の変化による活性化エネルギーQの低下

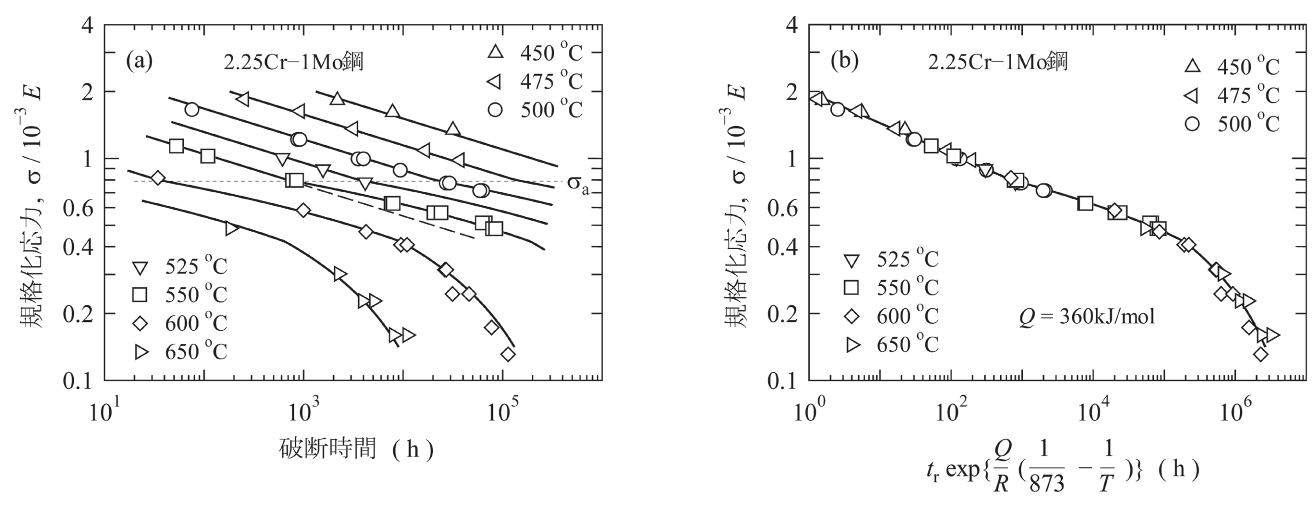

図2　(a) 2.25Cr-1Mo鋼のクリープ破断データと (b) 各試験温度のデータを600℃に換算した結果

値を持つ領域Ⅲ（活性化エネルギーQ'）が図1の長時間側に出現すれば、真の破断時間は図1（c）の黒丸で与えられ、図1（a）の一般的手法で予測した白丸は、実際の値を過大評価する。図1（b）でも、Qの値に基づいて平行移動で予測した点線は、破線上にある領域Ⅲでの真の値（黒丸）と一致しない。以上から明らかなように、長時間側でQ値が低下するクリープデータに、Q値は試験温度によらず一定と仮定する従来の長時間挙動推定法を適用すると、長時間の破断時間を過大評価してしまう。

ところで図1の領域ⅠとⅡの間では、応力指数nは異なるが、Qは同一である。この場合には、図1（b）に示した平行移動で異なる温度のデータを重ね合わすことができる。したがって、n値の変化自体は、破断時間の過大評価の原因とはならない。このことは図2（b）でも明らかである。

図4にSUS316のクリープ破断データの一例を示す[7]。このデータはQ値の異なる3つの領域H、MとLを持ち、一点鎖線は各領域間の境界である[8]。このようなデータに、Q値は一定値との仮定に立つ（1）式を適用することを考える。そのような場合に実測値を再現する回帰曲線を得るには、Q値が同じ領域毎にデータを区分し、各領域毎に（1）式の$Af(\sigma)$とQを決定しなければならない。領域区分法は[9]、このような考えに基づいて提案されたものである。図4中の実線は、領域区分解析で得た回帰曲線で、実測値を正しく記述している。矢印の長さはQ値の大きさに対応しており、Q値が異なる3領域の存在が確認できる。また太い破線は、それより長時間側では、シグマ相を起点とする粒界キャビティの成長によって粒界破壊することを示す。図から明らかなように、領域Lの出現は粒界破壊機構の変化と対応する。破壊機構の変化とクリープ破断挙動（たとえばQ値やn値）の変化

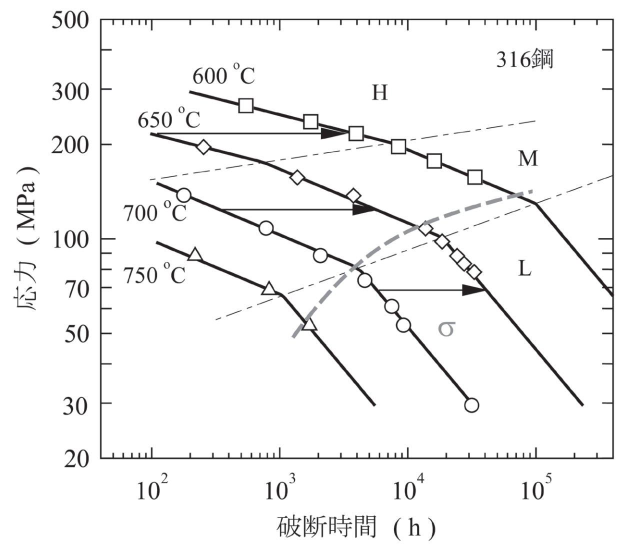

図4　316鋼のクリープ破断データと領域区分法による回帰曲線（実線）

がよく対応することは、Ashbyの破壊機構領域図[6]でも確認できる。

4 損傷や変形機構の変化と破壊挙動変化の対応

4.1　非熱的降伏応力

クリープ試験の負荷時に降伏応力以上の応力を負荷すると、瞬間塑性変形が起きる。この瞬間塑性変形は転位組織の回復をともなわない低温型変形であり、転位下部組織が変化した後にクリープが始まる[2,10]。これに対して、瞬間塑性変形が起きない降伏応力以下では、熱処理したままの組織でクリープが始まる。この負荷時の高速変形の降伏応力をヤング率で割った値は、変形速度や試験温度に依存せず、非熱的降伏応力と呼ばれる。非熱的降伏応力は、Ashbyの変形機構領域図[11]においても、クリープ領域と転位すべり領域を分ける重要な境界線（水平線）として示されている。図2の点線がこの非熱的降伏応力σ_aに対応する。Orr-Sherby-Dorn法で図2のデータを解析して得た回帰曲線を図中に実線で示す。σ_a以上の応力での回帰線を外挿した破線は、σ_a以下の挙動を記述できない。このことは、非熱的降伏応力の上と下の各領域が、別の振舞いをすることを示す。

非熱的降伏応力は温度に依存しない一定値である。そのため、図2（b）に示すように、高温のデータを時間軸に平行移動するという従来の手法で、長時間挙動が評価できる。したがって非熱的降伏応力でのクリープ変形挙動の変化は、縦軸に弾性定数で割って規格化した応力を使って解析すれば、長時間挙動を評価する際の障害とはならない。

4.2　破壊機構の変化

ニッケル基合金やオーステナイトステンレス鋼では、破壊メカニズムの遷移に起因して破断時間の活性化エネルギーが変化することが知られており[6,8]、図4はその一例である。この場合には、Q値が同じ領域毎に、破断データを領域区分して解析・評価すること（領域区分解析）が必要である。図4で明らかなように、各領域の境界は水平線ではない。したがって、一定応力下で$\ln t_r$と$1/T$の関係をプロットすると、図3のような折れ線になる。このことから、破壊機構の変化は、長時間の破断時間を過大評価する原因となることが確認される。

4.3　ラスマルテンサイト組織の回復

クリープ破断時間の過大評価に関して、近年問題となっているのは、先進9～12%クロムフェライト鋼である。主蒸気管用のこの種材料は、780℃付近で焼戻して使用され、ラス

マルテンサイト組織で強化されている。そして、(1) 式の Q の値が 600kJ/mol以上 (Larson-Miller定数が30以上) の大きな値をとるのが特徴である。先進高クロムフェライト鋼での破断時間の温度依存性の模式図を図5に示す。(1) 式の組織に依存する定数 A が温度上昇とともに減少する場合には、見かけの活性化エネルギー Q_a は次のように表現される。

$$Q_a = Q_D - R\frac{T^2}{A}\frac{dA}{dT} \quad \cdots\cdots (7)$$

先進高クロムフェライト鋼では、完全に回復したサブグレイン組織を持つ材料 (活性化エネルギー Q_D) に比べて600℃付近の使用温度では大幅に強化されている。しかし、サブグレイン化が短時間で容易に起きる焼戻し温度付近では、ほとんど強化されない。大きな活性化エネルギー (図中の Q_H) は、(7) 式の右辺第2項が大きく、高温になるとラスマルテンサイト組織が急激に劣化することを意味する。

先進高クロムフェライト鋼の焼戻しラスマルテンサイト組織は、短時間の加熱中には安定に維持されるが、限界の時間を越えると回復したサブグレイン組織に変る[12)]。このような回復が変形の極初期に完了し、変形中の転位組織が安定化される長時間クリープでは、(7) 式の右辺第2項の寄与が減少し、図5の小さな Q 値 (Q_L) に対応する領域が出現する。すなわち、図3と類似の $\ln t_r$-$1/T$ 直線の折れ曲りが予想される[12)]。同時に、破断時間も図5の点Hから点Lへ短くなる。「Larson-Miller定数が低下する」という表現であるが、先進高クロムフェライト鋼での $\ln t_r$-$1/T$ 直線の傾きの低下は、木村ら[13,14)]も報告している。

図6に10.5% Crを含む先進高クロムフェライト鋼Gr.122鋼のクリープ破断データの一例を示す[15)]。このデータには大きな活性化エネルギー (Q_H = 710kJ/mol) の領域Hと小さい活性化エネルギー (Q_L = 370kJ/mol) の領域Lがあり、1点鎖線が両領域の境界である[16)]。図中の実線は、区分した各領域毎にOrr-Sherby-Dorn法で解析して得た回帰曲線である[17,18)]。黒塗データは、最近報告されたもので[15)]、回帰曲線を計算する際には使用していない。領域区分解析の結果は、回帰曲線の決定に使った白抜記号のデータのみならず、黒塗データもよく再現している。

上述のように、転位組織の回復が Q 値低下の原因であるとすると、Q 値が特定な値を取る必然性はない。図7は、図6のデータを (6) 式に基づいて600℃に換算したものである。Q の値は (a) では710kJ/mol、(b) では370kJ/molとした。領域Hのデータ (白抜記号) と領域Lのデータ (黒塗記号) が、それぞれの図で、良く重なり合っている。この結果は、領域HとLの間で Q 値がステップ関数的に変化することを示す。このことは図6 (b) でも確認できる。ステップ関数的な Q 値の変化は、先進高クロムフェライト鋼においても領域区分法の前提条件が成り立つことを示す。

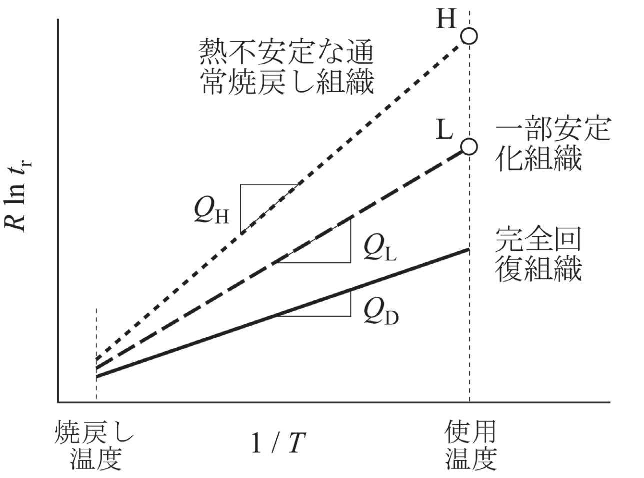

図5　先進高クロムフェライト鋼における組織回復と活性化エネルギー Q の低下

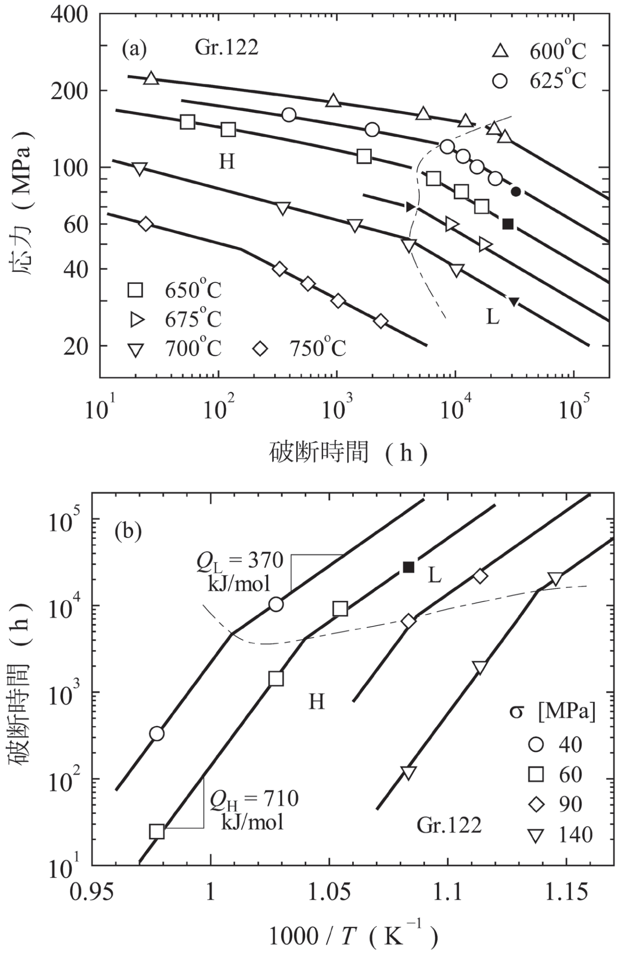

図6　Gr.122鋼のクリープ破断データと領域区分法による回帰曲線 (実線)

5 Q値の温度依存性に関連した課題

領域区分法は、クリープ破断データを解析し、データを正しく記述する点では、成功をおさめている。しかし、短時間側の高いQ値の領域で得たデータは、長時間側の低いQ値の領域での挙動を評価する際に、何の役にもたたない。これに対して、短時間から長時間に渡る全てのデータを１つの構成式で記述し、短時間のデータも活用して長時間挙動を評価する試みが、以前からなされてきた。領域区分法では各領域が個別の応力ー温度ー破断時間挙動をすると考えるのに対して、後者は長時間で起きるのと同じ現象が短時間での応力ー温度ー破断時間曲線にもある程度反映されているとの前提に立つ。破断時間の定式化および長時間への外挿には、破断時間t_rを応力σと温度Tの関数として表現する式が必要である。応力の関数については、２章で（3）～（5）式に関連して述べたように、自由度が十分に高い関数が用意されており、長時間挙動推定の障害となる問題はない。これに対して温度依存性を表示する関数は、以下に紹介するように、限定されたものしか存在しない。British Standards Institutionのガイドブックを例にとると、そこには次の構成式しか紹介されていない[19)]。

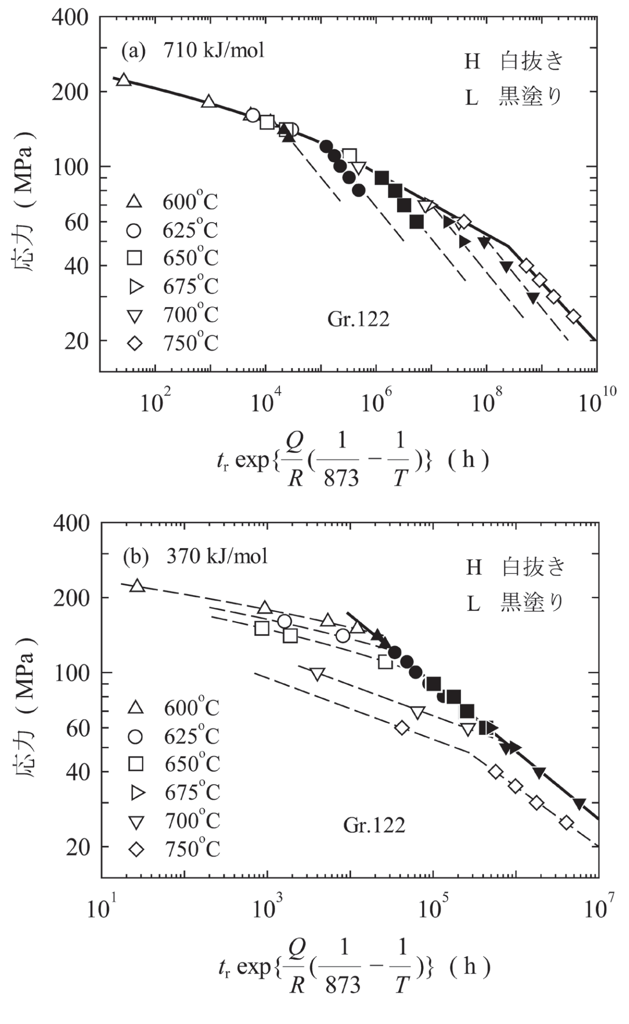

図７　図６の各試験温度のデータを600℃に換算した結果。(a) Q＝710kJ/mol、(b) Q＝370kJ/mol

$$\ln t_r = p(\sigma) + c/T \quad \text{(Orr-Sherby-Dorn)} \cdots\cdots (8)$$

$$\ln t_r = d + p(\sigma)/T \quad \text{(Larson-Miller)} \cdots\cdots (9)$$

$$\ln t_r = d + p(\sigma)/(T - T_0)$$
（単純化 Mendekson-Roberts-Manson）………(10)

$$\ln t_r = d + g\ln\sigma + (h + j\sigma)/T + k\ln T$$
（Soviet Model 1）………(11)

$$\ln t_r = d + (g/T)\ln\sigma + (h + j\sigma)/T + k\ln T$$
（Soviet Model 2）………(12)

$$\ln t_r = d + g\ln\sigma + l\sigma + q\sigma^2 + rT + c/T$$
（Minimum Commitment）………(13)

$$\ln t_r = d + p(\sigma)(T - T_0)$$
（Manson-Hafferd）………(14)

ここで$p(\sigma)$は応力の関数、c、d、g、h、j、k、l、q、rは定数である。これらの式は、(1) 式のQに関して、次の温度依存性を想定している。

$$Q = cR \quad \cdots\cdots (15)$$

$$Q = p(\sigma)R \quad \cdots\cdots (16)$$

$$Q = \frac{p(\sigma)R}{(1 - T_0/T)^2} \quad \cdots\cdots (17)$$

$$Q = (h + j\sigma - kT)R \quad \cdots\cdots (18)$$

$$Q = (g\ln\sigma + h + j\sigma - kT)R \quad \cdots\cdots (19)$$

$$Q = (c - rT^2)R \quad \cdots\cdots (20)$$

$$Q = -p(\sigma)T^2R \quad \cdots\cdots (21)$$

これらの式は、Qが一定値（(15) と (16) 式）、Tの１次式（(18) と (19) 式）あるいは２次式（(20) と (21) 式）である場合しか想定していない。これらの破断時間の構成式が、図６(b) に示した$\ln t_r$-$1/T$直線の折れ曲りを再現するのに十分で

あるか否かは、検証の必要がある。

図8に、図6と同じクリープ破断データを示す。この図では、(8) 式のOrr-Sherby-Dorn (OSD法) (Qは一定値) と (14) 式のManson-Hafferd (M-H法) (QはTの2次式) をデータの定式化に使った。ここでも、白抜記号のデータのみを使って回帰曲線を決定し、回帰曲線を点線 (OSD法) と実線 (M-H法) で示す。細い破線は、図6で説明した領域区分法による回帰曲線である。なおここでは、単一のOSD定数 (c) あるいは一組のM-H定数 (dとT_0) を使って全てのデータが記述できるものと仮定し、領域区分法は採用していない。

lnt_rと$1/T$の間に直線関係を想定する (8) 式は、図8の点線が示すように、黒塗記号のデータをうまく予測することができない。(14) 式では、lnt_rと$1/T$の間に上に凸の曲線を想定することができ、その線の傾きは応力によって変化することが許される。しかし、クリープ破断データの温度依存性のステップ関数的変化を記述するのに十分なほどの自由度はなく、この方法による実線も、黒塗記号のデータは予測できない。以上から明らかなように、全データをまとめて定式化し、短時間データも活用して長時間挙動を評価する試みは、現時点では成功をおさめていない。

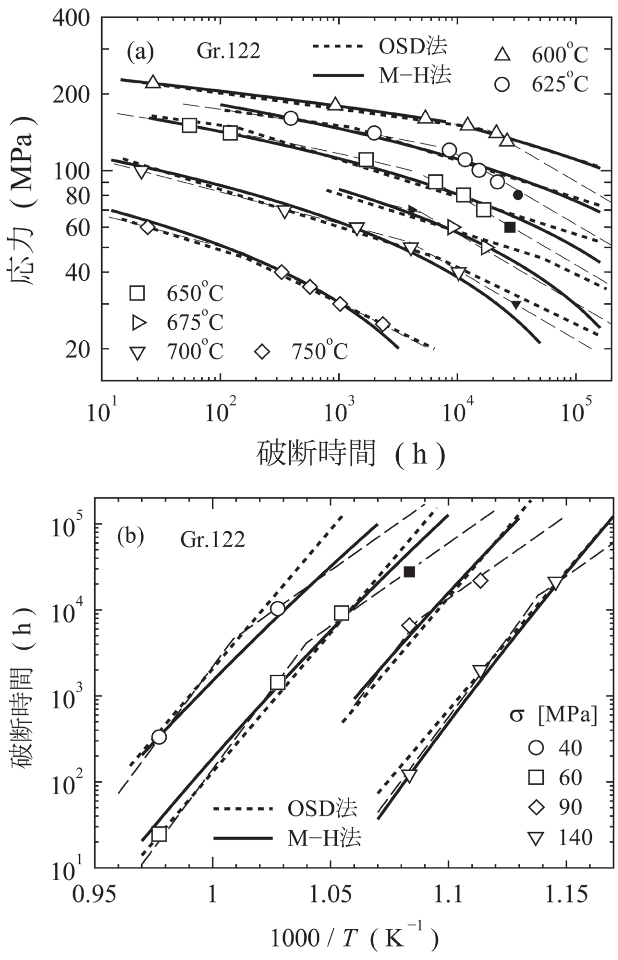

図8　Gr.122鋼のクリープ破断データと従来法による回帰曲線

6 おわりに

短時間の加速クリープ試験で得たデータを使って長時間の挙動を予測する様々な試みがなされてきた。その基本となる考え方は、高温での加速試験で決定した破断時間の温度依存性に基づいて長時間の挙動を推定するものである。したがって、使用する構成式が実測データの温度依存性を正しく記述できるか否かが、長時間挙動推定の成否を左右する。

多くの構成式は基本的に、破断時間の対数 (lnt_r) と温度の逆数 ($1/T$) の間に直線関係を想定する。この前提が成り立つ低合金フェライト鋼では、長時間の破断時間を予測するのに問題はない。これに対して、オーステナイト鋼やニッケル基合金では破壊機構の変化のために、ラスマルテンサイト組織で強化された先進高クロムフェライト鋼ではラス組織の劣化のために、lnt_r-$1/T$直線の傾きがある所より長時間側で低くなる。Orr-Sherby-Dorn法やLarson-Miller法などの従来法をこれらの場合にそのまま適用すると、長時間の破断時間を過大評価してしまう。lnt_r-$1/T$曲線の傾きの連続的変化を許す構成式は提案されているが、lnt_r-$1/T$曲線の傾きのステップ関数的変化を定式化するのに十分なものではない。そしてこれらの構成式でも，長時間挙動を過大評価する。

lnt_r-$1/T$直線の傾きが同じ領域毎にデータを区分して回帰曲線を得る領域区分法は、実測データの記述という点では成功をおさめている。ただしこの方法の考えを受入れるなら、使用条件と同じ破壊あるいは変形挙動を示す範囲内に加速試験条件が限定され、データ収集に長時間の試験が必要になる場合が多い。クリープ破断時間の推定には未解決のいくつかの問題があり、それらの解決には、破断時間の温度依存性に注目した検討が必要である。

この解説は、(財) 金属系材料研究開発センター (JRCM) が新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) からの業務委託により実施する「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」の成果であることを記して、謝意を表します。

参考文献

1）R. Viswanathan：Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components, ASM International, Metal Park, (1989)
2）丸山公一，中島英治：高温強度の材料科学，内田老鶴圃，東京，(1997)
3）K. Maruyama：Creep-resistant Steels, ed. by F. Abe, T. Kern and R. Viswanathan, Woodhead Publishing, Cambridge, (2008), 350.
4）NRIM Creep Data Sheet, No.3B，物質・材料研究機

構，つくば,（1986）

5）丸山公一：鉄と鋼，79（1993），219.

6）M. F. Ashby，C. Gandhi and D. M. R. Taplin：Acta Metall.，27（1979），699.

7）NRIM Creep Data Sheet，No.6A，物質・材料研究機構，つくば,（1978）

8）中久喜英夫，丸山公一，及川洪，八木晃一：鉄と鋼，81（1995），220.

9）丸山公一，馬場栄治，横川賢二，九島秀昭，八木晃一：鉄と鋼，80（1994），336.

10）K. Maruyama：Creep-resistant Steels，ed. by F. Abe，T. Kern and R. Viswanathan，Woodhead Publishing，Cambridge,（2008），265.

11）H. J. Frost and M. F. Ashby：Deformation Mechanism Maps，Pergmon Press，Oxford,（1982）

12）丸山公一，H. Ghassemi Armaki，吉見享祐，吉澤満，五十嵐正晃：材料とプロセス，21（2008），1077.

13）K. Kimura，K. Sawada，K. Kubo and H. Kushima：ASME-PVP，476（2004），11.

14）K. Kimura，H. Kushima，K. Sawada and Y. Tada：Proc. Creep 8，ASME，New York,（2007），Paper No.26406.

15）NIMS Creep Data Sheet，No. 51，物質・材料研究機構，つくば,（2006）

16）K. Maruyama and K. Yoshimi：Proc. Creep 8，ASME，New York,（2007），Paper No.26150.

17）丸山公一：ふぇらむ，10（2005），669.

18）K. Maruyama and K. Yoshimi：Trans. ASME，J. Press. Vess. Technol.，129（2007），449.

19）BS PD-6605，Guidance on Methodology for the Assessment of Stress-Rupture Data，British Standards Institution,（1998）

（2008年9月16日受付）