

© 1992 ISIJ

論 文

1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼のクリープ変形及び
破断寿命の修正 θ 法による評価九島秀昭*・渡部 隆*・八木晃一*²・丸山公一*³Evaluation of Creep Deformation and Rupture Life of 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni
Steel by Modified θ Projection Concept

Hideaki KUSHIMA, Takashi WATANABE, Koichi YAGI and Kouichi MARUYAMA

Synopsis :

Creep curves of 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni steel were analyzed using the modified θ projection concept based on the following equation :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A \{1 - \exp(-\alpha t)\} + B \{ \exp(\alpha t) - 1 \}$$

where ε is the strain, t is the time, and ε_0 , A , B and α are the parameters determined by curve fitting. The equation could describe the measured creep curves over the whole creep stages up to 90 percent of the rupture life. The modified θ projection concept could successfully predict long term rupture lives obtained independently on the same material.

Heat-to-heat variations in creep properties were discussed on the basis of the creep curve analysis. The parameters ε_0 , A and α were invariable among all the heats investigated. Only the parameter B related to the weakening process was different among the heats, indicating that the difference in the weakening parameter B was primarily responsible for the heat-to-heat variations.

Key words : creep ; creep curve ; 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni steel ; creep equation ; prediction of rupture life ; microstructure.

1. 緒 言

高温構造部材として用いられる耐熱金属材料は、高温で長期間負荷を受けると、クリープ変形が生じ、破壊に至る。このクリープ変形挙動及び破断強度は耐熱金属材料の種類の違いのみならず、同一材種でもヒート間で違いのあることが知られている^{1)~3)}。したがって、高温構造物の設計や寿命予測にあたっては、同一材種のヒート間でのクリープ曲線や破断寿命の違いを金属組織変化や損傷の生成などに関連づけて明らかにしておく必要がある。

長時間のクリープ曲線を推定するには、クリープ曲線を数式的に表示する必要がある、そのためのクリープ構成方程式が既にいくつか提案されている^{4)~7)}。その一つとして、EVANS と WILSHIRE は加工硬化と軟化という二つの過程が、クリープ変形中に同時進行するという考えに立って、3次域をも含むクリープ曲線を記述する

θ Projection concept と呼ばれる方法を提案している⁶⁾。丸山らは、EVANS らの提案した概念に基づいて、そのクリープ構成方程式を単純化した修正 θ 法を提案した⁷⁾。そして、それを Cr-Mo-V 鋼⁸⁾及び 2.25Cr-1Mo 鋼⁹⁾に適用し、修正 θ 法で3次域をも含むクリープ曲線の表示及び破断寿命の予測がかなり精度よくできることを報告している。

本研究では、1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼のクリープデータ¹⁰⁾を対象とし、修正 θ 法によるクリープ曲線の評価を行い、得られたパラメーター値のヒート依存性を調べた。そして、その結果に基づいて、クリープ変形挙動及び破断寿命のヒート間差がどのようなクリープ特性に由来するかを抽出し、検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

本研究で用いた供試材は、金材技研クリープデータシート材の中で既に最長 13 万 h 以上のクリープ破断

平成 3 年 4 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 10 月 15 日受付 (Received Oct. 15, 1991)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

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

*³ 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

Table 1. Values of Young's modulus E used in this study.

T (K)	723	748	773	798	823
E (GPa)	175	167	161	156	152

データが得られている 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼 (JIS SBV 2) の製造履歴の異なる 5 ヒートである¹⁰⁾。本報告では、この 5 ヒートを La, Lb, Ld, Le, Lf と呼び、主として La と Ld について解析を行っている。

クリープ破断試験は標点距離 50 mm, 直径 10 mm の試験片を用い, 723~823 K の温度範囲及び 69~412 MPa の応力範囲で行った。クリープ試験は標点距離 50 mm, 直径 10 mm の試験片を用いて, 特定の温度, 応力条件のみで行った。得られたクリープひずみデータを用いて修正 θ 法による解析を行い, その結果に基づいて予測した破断寿命とクリープ破断試験結果を比較検討した。なお, ここでは負荷応力 σ を弾性係数 E で基準化した値を用いて応力を表示する。弾性係数は供試材 5 ヒートの平均値を使い, その値を Table 1 に示す。

長時間クリープ破断材の金属組織変化を透過電子顕微鏡で観察した。透過電顕観察用薄膜試料は, 試験片から応力軸に平行な $\phi 3$ mm のディスクを放電加工で切り出し, 過塩素酸アルコール溶液中で, 双ジェット電解研磨により作製した。

3. 修正 θ 法によるクリープ曲線表示式及び破断寿命の予測式

3.1 クリープ構成方程式

本研究で用いた修正 θ 法の表示式¹¹⁾を次式に示す;

$$\epsilon = \epsilon_0 + A\{1 - \exp(-at)\} + B\{\exp(at) - 1\} \quad \dots\dots\dots(1)$$

ここで ϵ は真ひずみ, t は時間 (h), そして ϵ_0 , A , B 及び a は実測したクリープ曲線を最もよく再現するように最小自乗法で決定されるパラメーターである。式(1)は右辺第 2 項で表現される硬化と第 3 項で表現される軟化とが同時進行するという考えに立っており, 変形速度定数は硬化 (1 次クリープ) 域及び軟化 (3 次クリープ) 域で同一としている。この式では, 破断直前でのくびれやき裂進展に伴う急激な変形を考慮しないこととし, 破断直前のクリープひずみデータを取り除いて各パラメーターを決定している。すなわち, まず式(1)を次式のような形にし,

$$\epsilon = \epsilon_0 + A\{1 - \exp(-at)\} + B\{\exp(bt) - 1\} \quad \dots\dots\dots(2)$$

実測したクリープ曲線が最もよく再現されるように各パ

ラメーターの値を最小自乗法で算出する。破断直前の測定点を順次取り除いていくと, a と b が等しくなる。この点までのデータを用いて式(1)の a を決定する。他のパラメーター値もこの打ち切りひずみ値までの測定値を用いて算出した。

式(1)からクリープ変形挙動に関する情報として, クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を以下の式のように求めることができる;

$$\dot{\epsilon} = Aa \exp(-at) + Ba \exp(at) \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$\dot{\epsilon}_m = 2a\sqrt{AB} \quad \dots\dots\dots(4)$$

3.2 寿命予測式

修正 θ 法は破断直前のデータを削除しているため, 破断直前では実測値とずれが生じ, 式(1)だけでは破断寿命を高精度に推定できない。そこで, 破断寿命の推定には, 次式に示す破断パラメーター P を用いる;

$$P = (1/a) \ln \{(\epsilon_r - \epsilon_0 - A)/B\} \quad \dots\dots\dots(5)$$

ここで ϵ_r は破断伸びである。この式は, 破断時に $\exp(at) \gg 1$ という条件が成立するという考えに基づいて式(1)から算出されている。式(5)で定義される破断パラメーター P と実測破断寿命との関係が求められれば, 次式により破断寿命の予測ができる;

$$t_r = CP^q \quad \dots\dots\dots(6)$$

ここで C と q は実測の破断寿命と P との関係を表す係数と指数である。後述の式(14), (15)に示すように, C は 1 より少し小さく, q はほぼ 1 であることが多い。

修正 θ 法におけるパラメーター値 ϵ_0 , A , B 及び a の低応力側への外挿と破断伸び ϵ_r の推定ができれば, それらを式(5)及び(6)に代入し, 長時間側の寿命が予測される。

なお, Manson-Haford 法を用いてこの材料のクリープ破断データを解析した結果が文献 10) に報告されている。

4. 実験結果及び考察

4.1 本供試材のクリープ性質

供試材 5 ヒートの中で, 低応力・長時間側で破断強度及び破断延性の低下が比較的大きいヒート La と平均的なクリープ破断強度を有するヒート Ld の破断時間及び破断伸びを Fig. 1 に示す。ヒート La は長時間側でキャビティの生成が著しく, 低延性の破壊を示すもので¹²⁾, ヒート Ld に比べ, 長時間側で破断寿命及び破断伸びの低下が顕著である。本研究ではクリープ性質の違いが顕著なヒート La と Ld を中心に, 修正 θ 法による検討を行った。

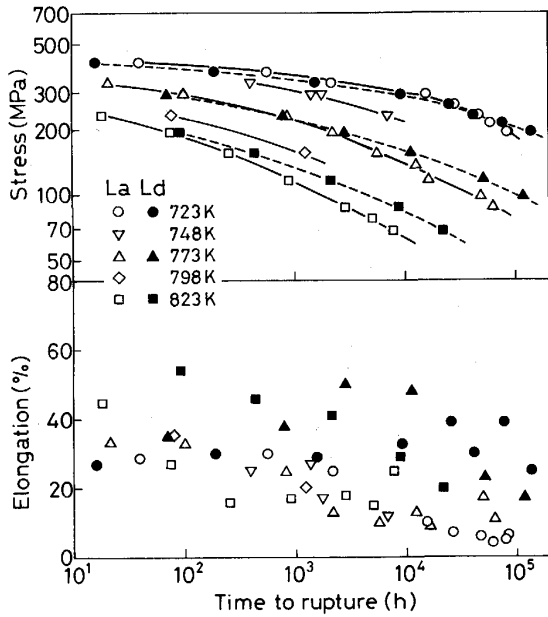


Fig. 1. Creep rupture strength and elongation of heats La and Ld.

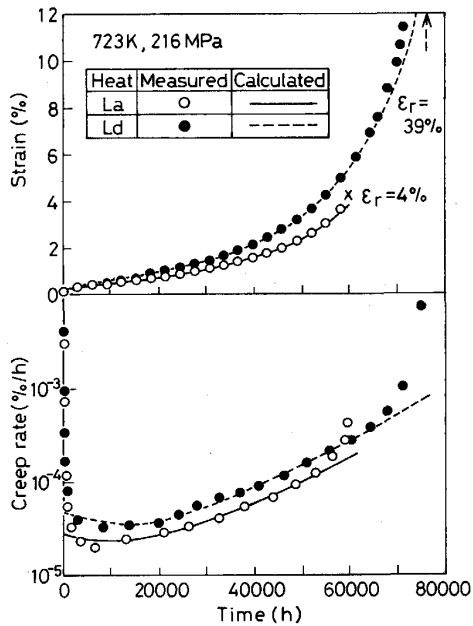


Fig. 2. Comparison of measured strain and creep rate (symbols) with the creep curves and creep rate curves (solid and dotted lines) calculated by modified θ projection concept.

4.2 修正 θ 法におけるクリープ曲線の表示性

修正 θ 法による解析で求めた各パラメーター値を式 (1) 及び (3) に代入して得られた計算値と実測のクリープ曲線及びクリープ速度-時間曲線を Fig. 2 に示す. クリープ曲線についてみると, いずれのヒートでも, 修正 θ 法による計算値は加速域を含んで寿命の 9 割前後まで

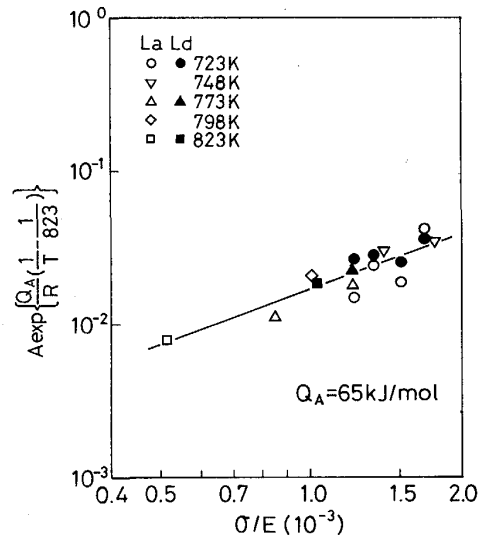


Fig. 3. Stress dependence of parameter A of heats La and Ld. The values of the parameter A obtained at various temperatures are converted to those at 823K using apparent activation energy, Q_A .

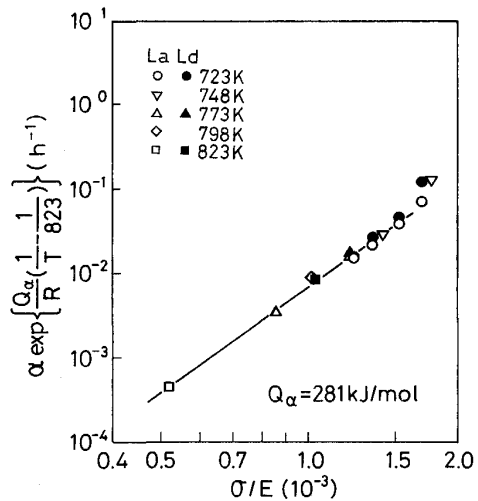


Fig. 4. Stress dependence of parameter α of heats La and Ld. The values of the parameter α obtained at various temperatures are converted to those at 823K using apparent activation energy, Q_α .

の実測値をよく表現している. また, クリープ速度-時間曲線についても, 擬弾性などの寄与が大きいクリープ変形の極初期及び破壊や塑性不安定などが寄与する破断近傍など, 式 (1) が対象としていない領域を除けば, 計算値は寿命の大半を占める加速域をよく表現している.

式 (1) を用いて表示したクリープ曲線計算値は他の温度, 応力条件においても同様に実測値とよく一致しており, 修正 θ 法はヒートを問わずクリープ曲線に関してよい表示性をもつ.

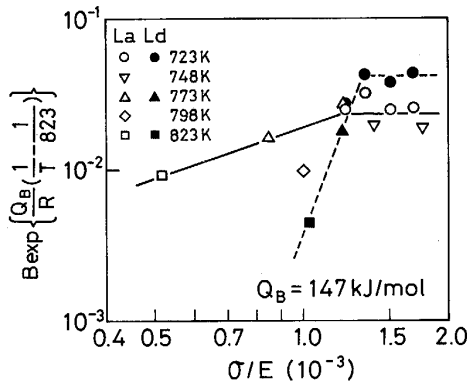


Fig. 5. Stress dependence of parameter B of heats La and Ld. The values of the parameter B obtained at various temperatures are converted to those at 823K using apparent activation energy, Q_B .

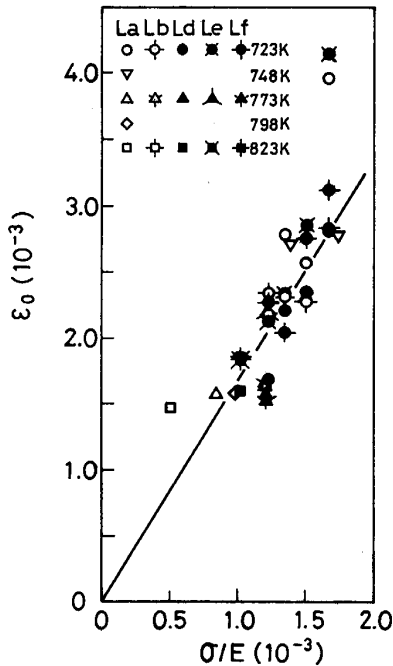


Fig. 6. Stress dependence of parameter ϵ_0 of all heats.

4.3 パラメーター値の応力及び温度依存性

Fig. 3 は応力と硬化に関するパラメーター A との関係, そして Fig. 4 は応力と速度定数 α との関係を示す。なお, 応力としては負荷応力 σ を弾性係数 E で基準化した値を用いている。 ϵ_0 については図を示していないが, ϵ_0 は温度に依存せず, 両ヒート間でほとんど違いはなく, 応力に対してほぼ一本の直線で整理できた。パラメーター A 及び α はアレニウス型の温度依存性を持ち, ヒート間で差はなく, その応力依存性はほぼ一本の直線で整理できた。

軟化に関連するパラメーター B と応力との関係を Fig. 5 に示す。パラメーター B はアレニウス型の温度

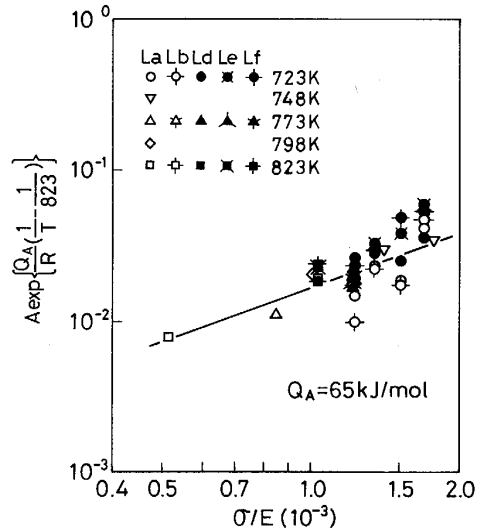


Fig. 7. Stress dependence of parameter A of all heats.

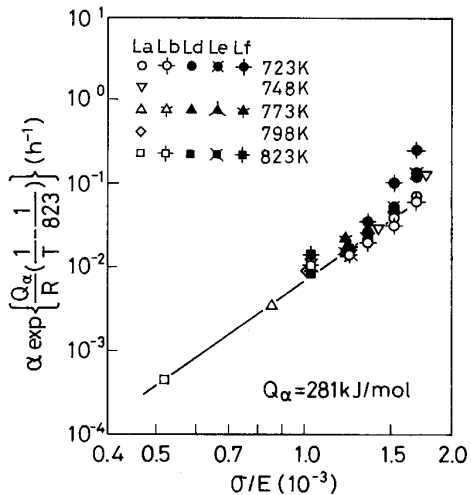


Fig. 8. Stress dependence of parameter α of all heats.

依存性を示す。パラメーター B と σ/E との関係は応力に依存しない領域と依存する領域とに分かれるが, ヒートごとに一本の線で整理できた。 B 値の応力依存性は二つのヒートで異なり, 低応力側ほど B 値の差は大きくなっている。

以上から明らかなように, 1.3 Mn-0.5 Mo-0.5 Ni 鋼のヒート La と Ld の間では, 修正 θ 法の四つのパラメーター値のうちで, 軟化に係わるパラメーター B 値のみがヒート間差を示す。

4.4 パラメーター値の応力及び温度依存性の多数ヒートによる検証

検討対象とした全ヒートについて, 応力とパラメーター ϵ_0 との関係を Fig. 6 に, 応力とパラメーター A との関係を Fig. 7 に, そして応力とパラメーター α と

の関係を Fig. 8 に示す. パラメーター ϵ_0 及び α は, σ/E が約 1.5×10^{-3} 以上の高応力側で, 急激に増加する傾向にある. しかし, それ以下の低応力側では, パラメーター ϵ_0 , A 及び α のいずれも, 前節の結果と同様に, ヒート間に差は認められず, 一本の直線で整理できた. パラメーター ϵ_0 , A 及び α の応力及び温度依存性の表示式を以下に示す;

$$\epsilon_0 = 1.70(\sigma/E) \dots\dots\dots (7)$$

$$\log A = 2.353 + 1.214 \log (10^3 \sigma/E) - 3.395 (10^3/T) \dots\dots\dots (8)$$

$$\log \alpha = 15.707 + 4.219 \log (10^3 \sigma/E) - 14.676 (10^3/T) \dots\dots\dots (9)$$

ここで T は絶対温度である. 図では, パラメーター A 及び α (時間の逆数, h^{-1}) の値が 823 K に基準化されており, 以後のパラメーター B の表示式もこれに準ずる. なお, 式(7)及び(9)の ϵ_0 及び α の値は, σ/E が 1.5×10^{-3} 以下の領域に対してのみ適用すべきものであることに注意する必要がある. これらの高応力側での急激な増加は, その応力値が本供試材の降伏応力以上であることから, 降伏応力を境としたクリープ変形の応力依存性の変化に対応したものと考えられる.

パラメーター B と応力との関係を Fig. 9 に示す. 追加した 3 ヒートの B 値は前節で示した 2 ヒートと同様に, 応力依存性のない領域とある領域とに分かれるが, ヒートごとにほぼ一本の線で表示できた. 前節の結果と同様にヒートにより違いが認められ, 5 ヒートそれぞれ異なった応力依存性を示した. 本研究で主たる検討対象としたヒート La 及び Ld での B 値の応力及び温度依

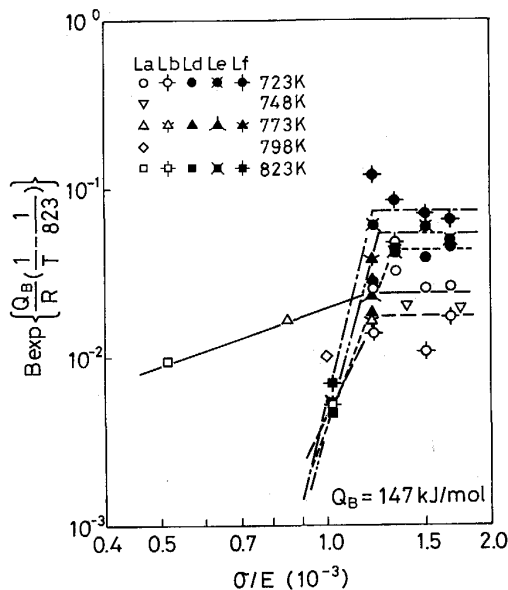


Fig. 9. Stress dependence of parameter B of all heats.

存性の表示式を以下に示す;

La; $\sigma/E \geq 1.21 \times 10^{-3}$ のとき

$$\log B = 7.699 - 7.677 (10^3/T) \dots\dots\dots (10)$$

$\sigma/E < 1.21 \times 10^{-3}$ のとき

$$\log B = 7.607 + 1.096 \log (10^3 \sigma/E) - 7.677 (10^3/T) \dots\dots\dots (11)$$

Ld; $\sigma/E \geq 1.32 \times 10^{-3}$ のとき

$$\log B = 7.953 - 7.667 (10^3/T) \dots\dots\dots (12)$$

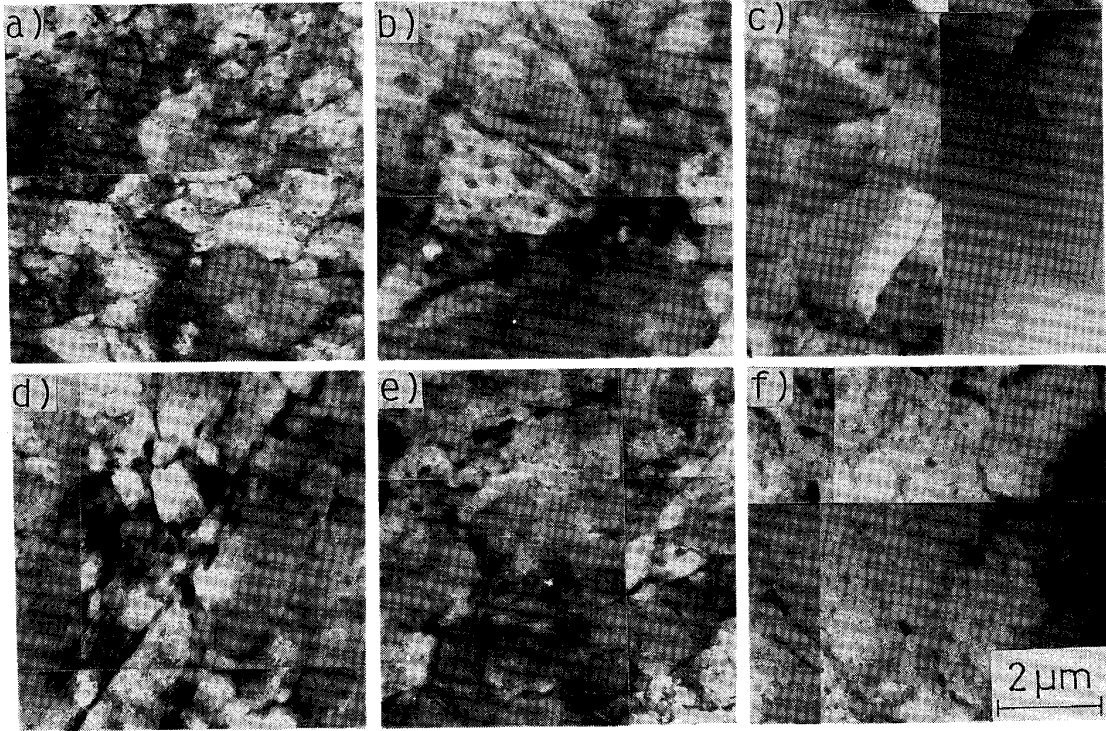
$\sigma/E < 1.32 \times 10^{-3}$ のとき

$$\log B = 6.896 + 8.773 \log (10^3 \sigma/E) - 7.677 (10^3/T) \dots\dots\dots (13)$$

以上のことから, 5 ヒートのすべてにおいて, 軟化に係わるパラメーター B 値のみがヒート間差を示すことが確認される.

4.5 修正 θ 法により算出されたパラメーター B 値と微細金属組織との関連

本供試材のクリープ曲線を修正 θ 法を用いてあてはめた結果, 軟化に係わるパラメーター B 値のみにヒートによる違いが認められた. 軟化に係わるパラメーター B 値は, 微細析出物の凝集粗大化等の金属組織変化に関係していると考えられる. そこで本節では, B 値の応力依存性に差のあるヒート La と Ld のクリープ破断試験材について透過電子顕微鏡による組織観察を行い, B 値の変化と微細金属組織との関連を検討した. ヒート La 及び Ld の 773 K における 3 応力条件での破断材の透過電顕組織を Photo. 1 に示す. B 値が σ/E に依存しない高応力 (a) 及び (d) では, 両ヒート間で粒内に析出している M_3C と思われる丸い析出物の形態及び転位密度に大きな違いは認められず, 破断時間もほぼ同一となっている. B 値が応力依存性を示すようになり, 高応力側の一定値から若干減少し始めた条件での組織が b) 及び e) である. B 値が徐々に減少するヒート La では, 大きな析出物が多く認められる. これに対し, B 値が急激に減少するヒート Ld では, 微細炭化物の析出が多く認められた. さらに低応力側での微細金属組織の比較を c) 及び f) に示す. c) と f) では試験応力は異なるが, 破断時間はほぼ同一である. B 値が大きなヒート La では, 微細な炭化物の析出はほとんどなく, サブグレイン化が観察される. これに対し, B 値の著しい減少を示すヒート Ld では, Mo_2C と思われる微細な針状炭化物がかなりの密度で析出していた. Mo_2C の析出は長時間側のクリープ強度向上に寄与すると報告されている^{13)~15)}. 以上の結果から明らかなように, 破断時間の長い低応力側では微細析出物の析出形態及び転位構造の違いと B 値との間により相関が認められた. すなわ



Heat La : a) $\sigma/E = 1.46 \times 10^{-3}$, $t_r = 830h$ b) $\sigma/E = 0.73 \times 10^{-3}$, $t_r = 16300h$ c) $\sigma/E = 0.55 \times 10^{-3}$, $t_r = 61700h$
 Heat Ld : d) $\sigma/E = 1.46 \times 10^{-3}$, $t_r = 790h$ e) $\sigma/E = 1.22 \times 10^{-3}$, $t_r = 2870h$ f) $\sigma/E = 0.73 \times 10^{-3}$, $t_r = 51900h$

Photo. 1. Transmission electron micrographs of specimens ruptured at 773K for heats La and Ld.

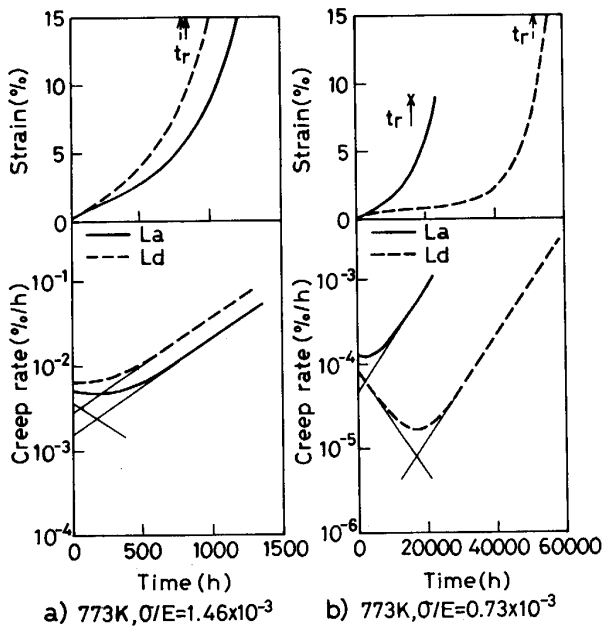


Fig. 10. Effect of parameter B on creep deformation behaviour. The creep curves were predicted by the modified θ projection concept.

ち、 B 値の大きな La では析出物粗大化が激しく、サブグレイン化も顕著である。これに対して、 B 値の減少が著しいヒート Ld では Mo_2C とと思われる針状析出物

が多数認められた。なお、これらの微細金属組織のヒート間の違いがどのような要因によっているかについては、今後の検討課題にしたい。

Photo. 1 に示した二つのヒートの同一応力条件でのクリープ曲線及びクリープ速度-時間曲線を式(1)及び(3)を用いて計算し、結果を Fig. 10 に示す。各パラメータ値は先に提示した式(7)~(13)から求めた。 B 値が応力依存性を持たず、両ヒート間で微細金属組織の違いがない条件 (Fig. 10 a) では、 B 値に大きな差がないことに対応してクリープ曲線及びクリープ速度曲線に大きな差は認められない。Fig. 10 b) は、Photo. 1 b) 及び 1 f) に示したように微細金属組織に違いがみられ、 B 値に差のある条件での比較である。針状析出物が多数認められ、 B 値が大きく減少したヒート Ld では最小クリープ速度が大きく減少し、最小クリープ速度を生ずる時間が長時間側へ移行している。また、破断時間もヒート Ld の方がヒート La に比べ約 3 倍長くなっている。 B 値の減少はこのようなクリープ挙動変化を生ずるものと考えられる。

4.6 破断寿命の予測

修正 θ 法による解析で得られたパラメータ値と実測の破断伸びを式(5)に代入し、破断パラメータ P

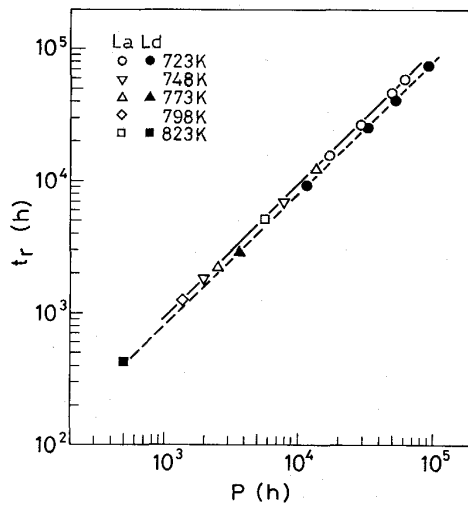


Fig. 11. Relationship between rupture life, t_r , and rupture parameter, P , defined by Eq. (5).

を計算した。 P 値と実測破断時間 t_r との関係を図 11 に示す。 両ヒートとも破断パラメータ P と破断時間 t_r との間にはよい相関があり、 短時間側から長時間側に至るまで、 おのおののヒートごとに一本の直線で整理できた。 P と t_r との関係式を以下に示す；

$$\text{La}; \log t_r (\text{h}) = -0.102 + 1.019 \log P \quad \dots\dots(14)$$

$$\text{Ld}; \log t_r (\text{h}) = -0.117 + 1.005 \log P \quad \dots\dots(15)$$

式(14)及び(15)を用いることによって高精度の破断寿命予測ができると考えられる。

破断寿命を予測する前に、 式(8)~(13)から算出した値を式(4)に代入して最小クリープ速度を予測し、 実測値と比較してパラメータ表示式が適切かどうかを確認した。 その結果、 パラメータ表示式から求められた計算値は、 高応力側から低応力側まで実測値をよく表示しており、 表示式に用いられた各パラメータの値はクリープ変形挙動を表現するのに妥当なものであると考えられる。

ヒート La 及び Ld について式(5)、 (14)及び(15)を使って、 寿命予測を行った。 その結果を図 12 に示す。 この図においてシンボルは実測の破断時間を、 添えた数字は実測破断伸びを示す。 実線、 破線及び一点鎖線はそれぞれ式(5)の破断伸び ϵ_r を 30、 10 及び 5% と仮定して予測された破断寿命である。 なお、 中実のシンボルは、 修正 θ 法によるクリープ曲線解析及び式(14)、 (15)の係数決定に用いたデータ、 他はクリープ破断試験結果を示す。 4.4 節で述べたように、 σ/E が約 1.5×10^{-3} 以上の応力域についてはパラメータ ϵ_0 及び α の適切な数式化を行っていない。 このため、 高応力側では予測寿命は実測値からずれている。 しかし、 それ以下の応力

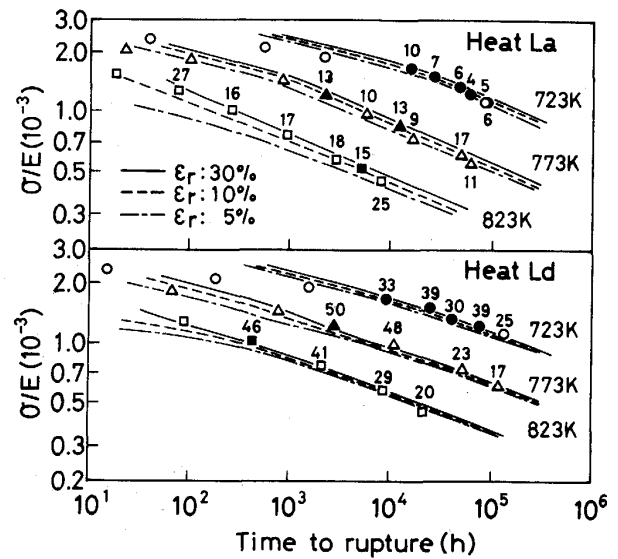


Fig. 12. Comparison of measured rupture life (solid and open symbols) with that predicted by the modified θ projection concept (lines). The data which are represented by the solid symbols in this figure were used for the life prediction.

条件では両ヒートとも予測値は実測値とよく一致している。 式(1)の各パラメータのうちで両ヒート間で違いがあるのは B 値のみであり、 ヒート Ld では低応力側で B 値が小さい。 それに対応して、 破断寿命は実測値及び推定曲線ともにヒート Ld が長い。 したがって、 破断寿命のヒート間差の主要原因は、 軟化に関する B 値の差にある。 B 値が小さいヒート Ld の低応力側では推定破断伸び ϵ_r を 5、 10 及び 30% と変化させても予測した結果に大きな違いは認められず、 このような材料では破断パラメータ式に含まれる推定破断伸びの多少の不確実性は寿命予測の際に問題にならない。 しかし、 B 値が大きい高応力側やヒート La の低応力では推定破断伸び ϵ_r の違いによる予測寿命の差は大きい。 クリープ損傷の生成が著しく¹²⁾、 長時間側で破断延性が低下するヒート La では、 ϵ_r の取り方が問題となり、 ϵ_r が小さいほど予測寿命は短くなっている。 実測寿命と予測寿命とを比較すると、 実測寿命は長時間側になるほど、 予測のために用いた推定破断伸び値の低い側に移行し、 実測の破断伸びの変化によく対応している。 このことから、 B 値が大きく、 低破断延性の材料では寿命予測において破断伸び ϵ_r の推定も重要である。

破断伸びが寿命に及ぼす影響を具体的に見た結果を図 13 に示す。 図に示されているのは、 723 K の高応力側の 4 条件でのクリープ曲線で、 Fig. 5 のパラメータ B 値が応力に依存しない領域でのものである。 横軸は寿命比で、 両ヒートとも推定破断伸び ϵ_r を 30% と

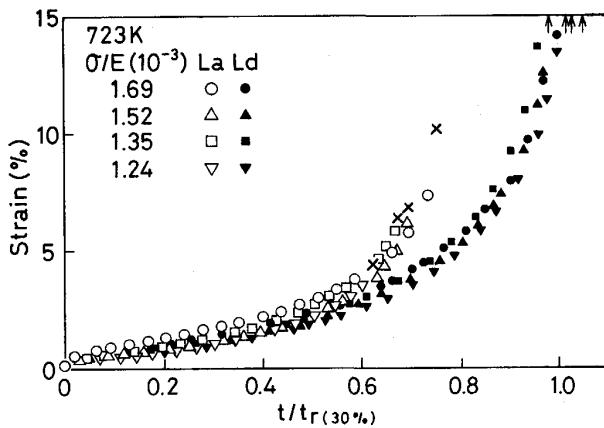


Fig. 13. Relationship between creep strain and rupture life ratio, t/t_r , under the stress conditions where the parameter B for heats La and Ld is independent of the stress. The rupture life, t_r , was calculated by Eq. (6) using $\epsilon_r = 30\%$.

して式(6)から計算された破断寿命に対する実測破断時間の比を用いている。プロットは実測の破断伸びの位置までとしてある。寿命比が1より若干大きな値となっているものがあるのは、式(6)の係数 C 及び指数 q を導出するときに実測破断伸びを用いて P 値を計算したためである。このようなプロットをすると、1次及び2次クリープ域では両ヒートのクリープ曲線がほぼ一致する。このことは、両ヒートの変形抵抗そのものには大差がないことを示す。しかし、ヒート La では3次クリープの早期にヒート Ld の曲線からずれて破断してしまう。すなわち、ヒート La の破断寿命の低下は、損傷の生成により本来そのヒートが持っている金属組織に対応した寿命を十分に消費できなかったことも大きく寄与していると考えられる。したがって、長時間側での的確な寿命予測を行うには、特に低延性材では、損傷の生成による破断延性の減少を考慮に入れることが必要である。

5. 結 言

1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼の複数ヒートについて、修正 θ 法を適用してクリープ曲線の表示及び破断寿命の予測の検討を行うとともに、修正 θ 法から求められるパラメーター値のヒート依存性について検討を行い、以下の結果を得た。

1) 修正 θ 法を適用してクリープ曲線のあてはめを行った結果、加速域を含んで寿命の9割前後までの実測値がよく表示できることがわかった。

2) パラメーター ϵ_0 , A 及び α はヒート間差を持たず σ/E に対してほぼ一本の直線で整理できた。しかし、軟化に係わるパラメーター B はヒート間で違いが認め

られた。

3) パラメーター B は微細析出物の析出形態や転位構造と密接に関係しており、微細な Mo_2C の析出が認められず、サブグレイン化が観察される材料では大きな値になることがわかった。

4) 修正 θ 法から予測される最小クリープ速度は実測値とよく一致しており、修正 θ 法を適用して得られる各パラメーターはクリープ変形挙動の指標である最小クリープ速度を高精度に予測できることがわかった。

5) 破断パラメーターと実測の破断寿命との間にはよい相関があり、ヒートごとに一本の直線で整理でき、短時間データから長時間側を精度よく外挿できることが推察された。

6) クリープ曲線を表示するパラメーターを用いて寿命予測を行った結果、予測寿命はパラメーターの算出のために用いたデータよりさらに長時間側の実測寿命とよく一致していた。

7) 破断寿命のヒート間差は、主に B 値の違いによっていた。

8) 高破断延性材では推定破断伸び値の多少の不確実性は破断寿命推定上大きな問題とはならない。しかし、低破断延性材では長時間側での損傷の生成による破断延性の低下が、破断寿命に大きな影響を及ぼし、この点を考慮に入れた推定破断伸び値を用いることが必要である。

文 献

- 1) 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 新谷紀雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 121
- 2) 新谷紀雄, 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 横井 信: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 114
- 3) 京野純郎, 新谷紀雄, 九島秀昭: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 972
- 4) F. GAROFALO: Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals (1965), p. 10 [The Macmillan Co., New York]
- 5) L. D. BLACKBURN: The Generation of Isochronous Stress-Strain Curves (1972), p. 15 [ASME, New York]
- 6) R. W. EVANS and B. WILSHIRE: Creep of Metals and Alloys (1985), p. 197 [Inst. Met., London]
- 7) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 材料, **34** (1985), p. 1289
- 8) K. MARUYAMA, C. TANAKA and H. OIKAWA: Trans. ASME, J. Pressure Vessel Technol., **112** (1990), p. 92
- 9) K. MARUYAMA, H. KUSHIMA and T. WATANABE: ISIJ Int., **30** (1990), p. 817
- 10) 金属材料技術研究所, NRIM Creep Data Sheet No. 18B (1987)
- 11) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 26
- 12) 新谷紀雄, 京野純郎, 九島秀昭, 横井 信: 材料, **33** (1984), p. 441
- 13) 行俊照夫, 西田和彦: 材料, **21** (1972), p. 204
- 14) 横井 信, 新谷紀雄, 田中秀雄: 学振 123 委研究報告, **15** (1974), p. 113
- 15) 佐藤信二, 川崎龍夫, 岡部律男, 小野 寛: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 861