

炭素鋼の複雑なクリープ変形挙動に及ぼす 高温時効の影響と基底クリープ強度

木村 一弘*・九島 秀昭*・阿部 富士雄*・八木 晃一*

Effect of Thermal Ageing on the Complex Creep Deformation
Behaviour of Carbon Steel and Its Inherent Creep Strength

Kazuhiro KIMURA, Hideaki KUSHIMA, Fujio ABE and Koichi YAGI

Synopsis : Complex creep deformation behaviour which reveals several peaks and local minima in creep strain rate has been investigated on the carbon steel taken from tube for boilers and heat exchangers (JIS STB 410) and discussed from a view point of "Inherent Creep Strength". Complex creep deformation phenomena observed on the un-aged steel has been disappeared by ageing prior to creep test. Common creep strain dependence of creep strain rate has been observed for both steels with and without prior ageing, and explained by both an inherent creep strength and an increase in stress during constant load creep testing. It has been concluded that complex creep deformation behaviour is caused by decrease in creep strength due to microstructural change and advent of inherent creep strength.

Key words : carbon steel ; creep ; creep deformation ; creep strain rate ; thermal ageing ; microstructure ; inherent creep strength.

1. 緒言

長時間クリープ強度は、発電プラントや化学プラント等で長期間使用される高温構造部材を設計する際に参照される、基礎的かつ重要な材料強度特性である。近年ではエネルギー需要の急増に対応するため、当初の設計寿命を超えて老朽化した火力発電プラントを起動停止を頻繁に行う過酷な条件下で継続使用する状況にあり、現在そのような火力発電プラントの数は年々増大している。老朽化したプラントの信頼性を維持して安全な操業を実現するためには、長期使用部材のクリープ強度特性を的確に解析・評価することがますます重要となってきた。

以上の観点から著者らは、金属材料技術研究所のクリープデータシートプロジェクトで取得・蓄積した膨大な量の長時間クリープ試験データを用いて、フェライト鋼のクリープ強度特性に関して検討を行った結果、大変興味深い新知見を見出し、それを基底クリープ強度概念として提案した¹⁻⁴⁾。現在までのところ、基底クリープ強度概念に関する検討は主にフェライト鋼に関して行っている。しかし、基底クリープ強度の概念はマイクロ組織変化に伴いクリープ強度特性が変化する材料に対して適用することができるため、フェライト鋼に限らずオーステナイト鋼や超合金も含めた耐熱金属材料の長時間クリープ強度特性を理解するために

有用な新しい考え方である。

クリープ強度特性は従来、主にクリープ破断強度に基づいて検討が行われてきた。しかし、高い寸法精度が要求されるタービンブレードのように、実際の高温構造部材ではクリープ破断強度よりクリープ変形特性が問題となる場合が多い。また、発電用原子力施設の構造設計では「解析による設計」(Design by Analysis)⁵⁾が適用され、種々の運転状態で発生する荷重条件に対する応力解析が必要とされているが、その際にもクリープ破断強度ではなく、クリープ破断寿命が数十年、あるいはそれ以上に相当する低応力条件下におけるクリープ変形特性に基づいた検討が必要不可欠である。

一般にクリープ変形は遷移、定常及び加速クリープの3つの領域から構成されていると理解されており、定常クリープ速度、あるいはマイクロ組織が不安定等の理由で定常クリープ域が確認できない場合には最小クリープ速度が、クリープ変形特性を表すパラメータとして用いられている⁶⁾。また、クリープ変形挙動をより詳細に解析・表現するため、クリープ曲線そのものを数式表示するための研究も活発に行われている^{7,8)}。しかし、クリープひずみ速度の極小値や定常クリープ域が複数認められる、従来の理解では説明のできない複雑なクリープ変形挙動⁹⁾が、多くの実用材料で観察されている⁹⁻¹¹⁾。このような複雑なクリープ変形挙動を定

平成8年2月9日受付 平成8年4月12日受理 (Received on Feb. 9, 1996; Accepted on Apr. 12, 1996)

* 金属材料技術研究所環境性能研究部 (Environmental Performance Division, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

常あるいは最小クリープ速度のような単一のパラメータや数式で的確に表現することは極めて困難である。一方、長時間側での基底クリープ強度の出現に対応して、クリープひずみ速度-時間曲線に屈曲が生ずるため、クリープ変形が複雑な挙動を示すことを見出し、以前に報告した^{1,2)}。そこで本研究では、マイクロ組織の高温安定性が低く、比較的短時間で基底クリープ強度が出現することが予想される炭素鋼を用いて、高温時効によるクリープ強度の低下がクリープ変形挙動に及ぼす影響を調べ、基底クリープ強度の観点から、複雑なクリープ変形挙動が生ずる機構について検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

供試材は未使用のボイラ・熱交換器用鋼管から採取した炭素鋼(JIS STB 410)¹²⁾であり、化学組成をTable 1に示す。供試鋼はオーステナイト単相領域から空冷されており、フェライトとパーライトの混合組織を有する。

クリープ試験には標点距離30mm、平行部径6mmのつば付きクリープ試験片を用いた。クリープ試験は、673-823Kの温度範囲で定荷重条件で行った。823K、初期応力49.0-107.8MPaでのクリープ試験データについて、クリープ変形挙動の詳細な解析を行った。高温時効中のマイクロ組織変化によるクリープ強度の低下が、クリープ変形挙動に及ぼす影響を調べるため、クリープ試験温度と同じ823Kで、100hから最長1,000hまでの前時効を行った試料について、823K-68.6MPaの試験条件でクリープ試験を行った。なお、クリープひずみには真ひずみを用いた。

3. 実験結果及び考察

3.1 クリープ試験結果

供試鋼の673-823Kにおける応力-クリープ破断時間曲線をFig. 1に示す。最も低温の673Kでは応力の低下に伴い、曲線の勾配は単調に増大する。しかし、723Kでは応力が約150MPa以下に低下すると曲線の勾配は逆に減少し、S字型の形態を示す。応力-クリープ破断時間曲線のS字型の形態から、応力が約150MPa以下の低応力域でのクリープ破断データは、本供試鋼の基底クリープ強度を反映していると推察される¹⁻⁴⁾。

供試鋼の823K、応力49.0-107.8MPaでのクリープひずみ速度-時間曲線をFig. 2に示す。析出相で強化されている材料のように、明確な定常クリープ域が観察されない場合も

あるが、一般にクリープ変形は遷移、定常及び加速クリープの3つの領域から構成されると理解されている。しかし、Fig. 2では時間の経過に伴いクリープひずみ速度が増加・減少を繰り返す、クリープひずみ速度が複数の極大・極小値を示す複雑なクリープ変形挙動が認められる。ここでとくに注目すべき点は、低応力側ではクリープひずみ速度の極大及び極小が応力の違いによらず、ほぼ同じ時間で観察されることである。このような複雑なクリープ変形挙動は、クリープ強度特性を表現するために通常用いられる、クリープ破断時間や定常(あるいは最小)クリープひずみ速度等の、単純なパラメータで表現することはできない。以下ではこのような複雑なクリープ変形挙動に及ぼす高温時効の影響について、基底クリープ強度の観点から検討する。

3.2 クリープ変形に及ぼす前時効の影響

823Kで100hから最長1,000hまでの時効を行った後、823K-68.6MPaでクリープ試験を行って求めた、クリープ破断時

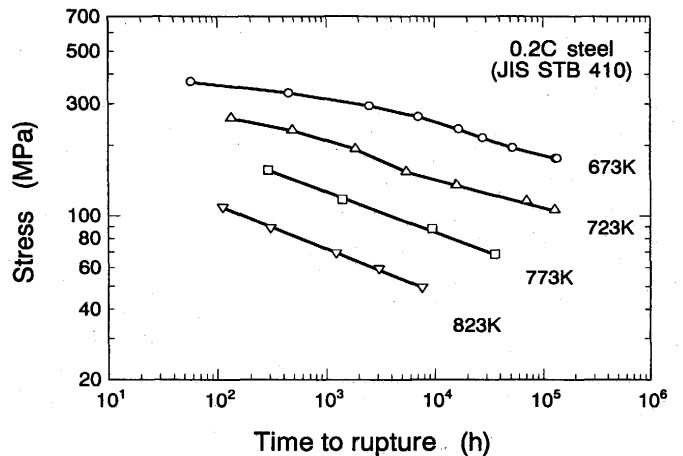


Fig. 1. Stress vs. time to rupture curves of the 0.2C steel (JIS STB 410) at 673, 723, 773 and 823K.

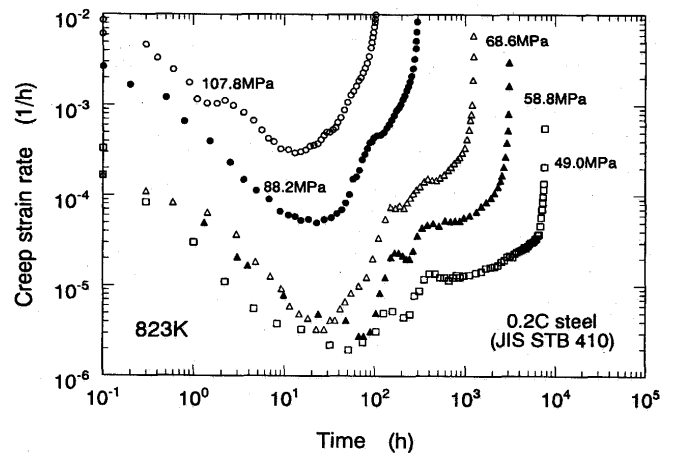


Fig. 2. Creep strain rate vs. time curves of the 0.2C steel at 823K-107.8, 88.2, 68.6, 58.8 and 49.0 MPa.

Table 1. Chemical composition (mass%) of steel studied.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Al	N
0.20	0.29	0.55	0.021	0.009	0.054	0.012	0.05	0.004	0.0058

間と時効時間との関係をFig. 3に示す。未時効材のクリープ破断時間は約1,200hであるが、クリープ試験前に時効を行った試料では、時効時間の増加に伴いクリープ破断時間は減少する。しかし、前時効によりクリープ破断時間が減少するのは時効時間が約500h以下の範囲であり、約500h以上の時効を行った試料では時効時間によらず、約800hの一定のクリープ破断時間を示す。

未時効材及び前時効材の823K-68.6MPaでのクリープひずみ速度-時間曲線をFig. 4に示す。未時効材はクリープひずみ速度が増加・減少を繰り返す複雑なクリープ変形挙動を示すが、前時効材のクリープ変形挙動は未時効材と比較して、以下の点で大きく異なる。

(1)クリープ試験開始直後の100h以内の短時間域で、未時効材のクリープひずみ速度は急激に減少し、 $3 \times 10^{-6} \text{h}^{-1}$ 程度の最小クリープひずみ速度を示すが、前時効材のクリープひずみ速度は急激な減少を示さず、未時効材に比べて2

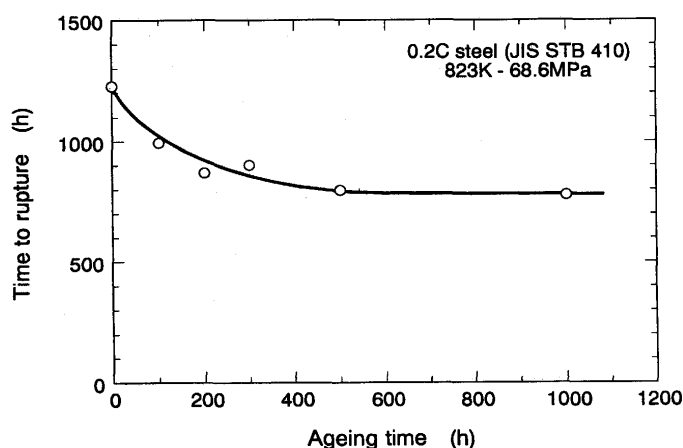


Fig. 3. Changes in time to rupture at 823K-68.6 MPa with the increase in ageing time at 823K prior to creep test of the 0.2C steel.

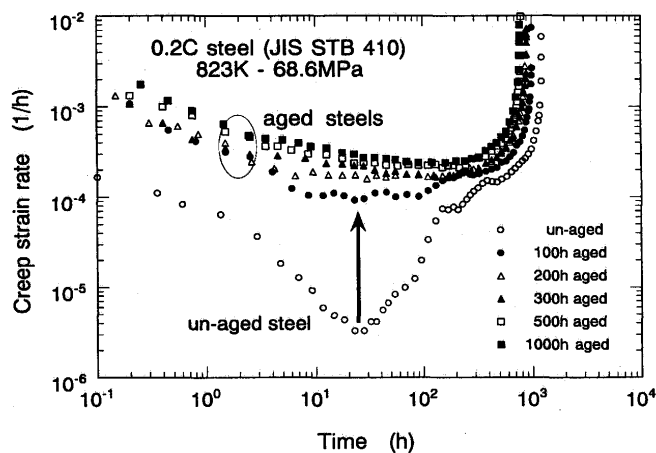


Fig. 4. Creep strain rate vs. time curves of the un-aged and the pre-aged 0.2C steels at 823K-68.6MPa.

桁近く大きな最小クリープひずみ速度を示す。

(2)100h時効材ではクリープひずみ速度-時間曲線に若干の屈曲が認められるが、200h以上の前時効を行った試料では曲線の屈曲はまったく認められない。

(3)200h以上の前時効を行った試料は、時効時間の長短によらずほぼ同じクリープ変形挙動を示す。

なお、約500h以上の長時間側で観察される未時効材のクリープひずみ速度の加速の挙動が、時効材の加速の様子と良く似ている点も注目すべき特徴である。

3・3 クリープひずみ速度のひずみ依存性

本研究におけるクリープ試験は定荷重条件で行っているため、変形に伴う断面減少に起因した応力増加によるクリープひずみ速度の増加を考慮する必要がある。そこで、Fig. 4に示した未時効材及び前時効材のクリープひずみ速度データを、クリープひずみに対して整理してFig. 5に示す。約0.03以下の小さなクリープひずみ範囲ではクリープひずみ速度に大きなばらつきが認められるが、クリープひずみが約0.03から約0.3までの広い範囲にわたって、前時効の有無及び時効時間の長短によらず、クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間には大変良い直線関係が認められる。したがって、前節(Fig. 4)で示した未時効材と時効材のクリープ変形挙動の大きな違いは、クリープひずみが極めて小さな範囲内での現象である。また、500h以上の長時間側で認められた未時効材の加速クリープ現象は時効材の加速クリープ現象と良く似ていたが、これらの領域におけるクリープひずみ速度はクリープひずみによって一義的に決定されているものと考えられる。

供試鋼の823K、応力49.0-107.8MPaにおけるクリープひずみ速度とクリープひずみとの関係をFig. 6に示す。なお、クリープひずみ速度は一般に応力の n 乗(n :応力指数)に比例する型(指数則あるいはNorton則¹³⁾)で表現されることから、後述するFig. 7で求めた n の値を応力指数として用い、

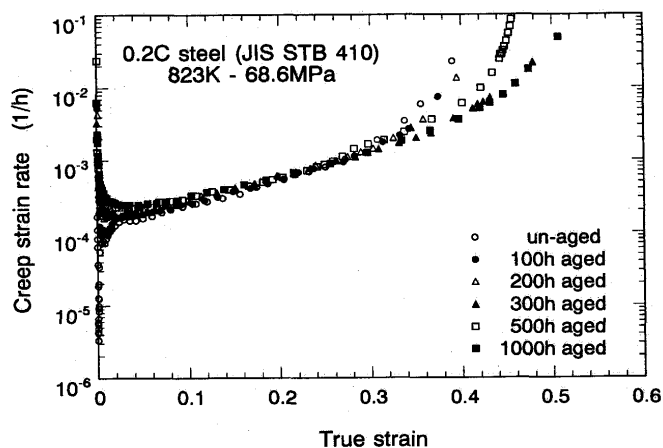


Fig. 5. Creep strain rate vs. strain curves of the un-aged and the pre-aged 0.2C steels at 823K-68.6MPa.

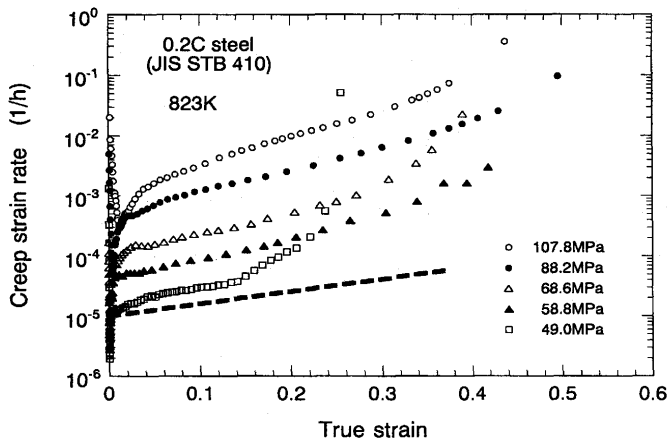


Fig. 6. Creep strain rate vs. strain curves of the 0.2C steel at 823K-107.8, 88.2, 68.6, 58.8 and 49.0MPa. Dotted line indicates an increase in creep strain rate due to increase in stress with deformation.

クリープ変形が試験片平行部で均一に生じているものと仮定して、クリープ変形に伴う断面減少に起因した応力増加によるクリープひずみ速度の増分を計算により評価して、破線で図中に併せて示す。Fig. 5の結果と同様、他の試験応力でもクリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間には、広いクリープひずみ範囲にわたって良い直線関係が認められる。これらの直線は高応力の試験条件下では若干大きな勾配を示す。しかし、Fig. 2でクリープ変形挙動に複数の屈曲が明確に認められた低応力側の3応力レベルでは同程度の勾配を示し、その勾配は応力指数を6として評価した変形に伴う応力の増分によるクリープひずみ速度の増加を示す直線とほぼ同じである。

Fig. 6で観察された直線領域を外挿し、クリープひずみが0でのクリープひずみ速度を求め、最小クリープ速度と併せて応力に対して整理してFig. 7に示す。外挿して求めたクリープひずみが0でのクリープひずみ速度は、クリープ変形に伴う断面減少による応力増加の影響を受けない、初期応力値に対応した特性値であると定義する。最小クリープ速度の応力指数(n値)は、高応力側では10以上の大きな値を示すが、応力の低下に伴い急激に減少しており、析出強化された材料に認められる典型的な挙動を示している¹⁴⁾。一方、直線領域を外挿して求めたクリープひずみが0でのクリープひずみ速度は、応力レベルによらず一本の直線で整理することができ、その応力指数は約6である。したがって、クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間に直線関係が成立する範囲内では、クリープひずみ速度の応力依存性は応力指数6で整理することができる。6という応力指数は、クリープ変形が転位の昇運動(クライム)に支配される領域で観察されると報告されている値に相当する¹⁵⁾。

以上のことから、直線領域のクリープひずみ速度の初期応力依存性が応力指数の値、6で整理でき、直線領域の勾

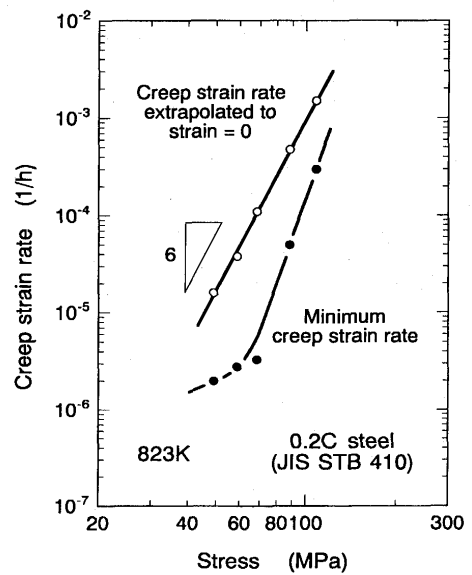


Fig. 7. Stress dependence of the minimum creep strain rate of the 0.2C steel at 823K, together with the result of the creep strain rate extrapolated to the strain of zero.

配、すなわちクリープひずみの増大に伴うクリープひずみ速度の増加も、変形に伴う断面減少による応力増加と応力指数の値、6で説明できることが明らかとなった。したがって、クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間に良い直線関係が成立する領域ではクリープ強度は一定であり、クリープ変形に伴う断面減少による応力増加によってクリープひずみ速度が増大しているものと推察される。

3・4 複雑なクリープ変形挙動のメカニズム

前節では、クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間に直線関係が成立する領域では、クリープ強度は一定であると推察した。ところで、前時効の有無及び時効時間の長短を問わずクリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの関係が、広いクリープひずみ範囲にわたって一本の直線で整理できたことから(Fig. 5)、このひずみ領域ではすべての試料のクリープ強度が同じ値になっていると考えられる。このことは、前時効中あるいはクリープ試験中にマイクロ組織変化が十分に進行し、マイクロ組織形態に依存した強化因子の効果が完全に消滅して、すべての試料のクリープ強度が本供試鋼の基底クリープ強度になっているとして理解することができる。したがって、クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの間で直線関係が成立する領域は、基底クリープ強度を反映したクリープ変形挙動を表しているものと考えられる。そのため、直線を外挿して求めたクリープひずみが0でのクリープひずみ速度は、基底クリープ強度特性を表現するパラメータとして定義することができる。また、前時効を行うことにより未時効材で観察される複雑なクリープ変形挙動が完全に消滅してしまうのは(Fig. 4)、未時効材ではクリープ変形中にマイクロ組織変

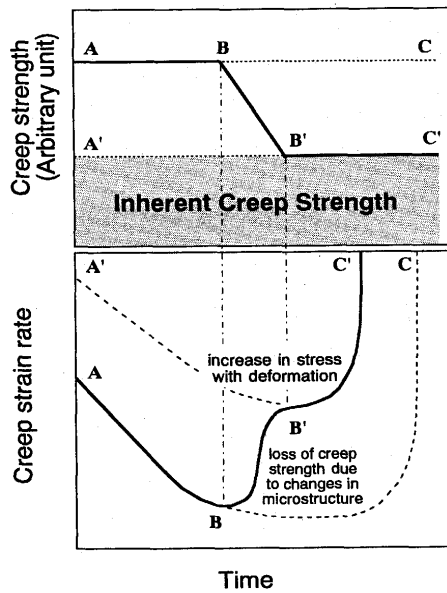


Fig. 8. Schematic representation on a proposed mechanism of complex creep deformation behaviour.

化が活発に生じ、それに対応してクリープひずみ速度が複雑に変化しているが、前時効材では時効中にこのようなマイクロ組織変化が十分に進行してしまったためであると考えられる。

なお、基底クリープ強度を反映していると考えられるクリープひずみ速度は応力指数、6で整理できたことから、この領域でのクリープ変形は転位の上昇運動(クライム)に律速されていると推察される。さらに、未時効材で観察される複雑なクリープ変形挙動はクリープ変形の律速過程が変化したのではなく、マイクロ組織変化に伴うクリープ強度の低下と基底クリープ強度の出現という、クリープ強度の変化のみに起因するものと考えられる。

以上の結果から、クリープひずみ速度が増加・減少を繰り返す、クリープひずみ速度が複数の極大・極小値を示すという複雑なクリープ変形挙動が生ずるメカニズムを整理して、その模式図をFig. 8に示す。種々の強化因子により高められたクリープ強度あるいは基底クリープ強度(それぞれ上図のA及びA')が一定に保持された場合、クリープ変形はそれぞれ下図のA-B-CあるいはA'-B'-C'のような単調な挙動を示すと考えられる¹⁰⁾。しかし、クリープ変形中に生ずるマイクロ組織変化によりクリープ強度は基底クリープ強度にまで低下する[†](上図中B→B')。そのため、クリープひずみ速度はBからB'へ急速に増大するが、クリープ強度が基底クリープ強度にまで低下した後は、クリープ変形に伴う断面

減少に起因した応力増加に対応してクリープひずみ速度は徐々に増大する。このように、クリープ変形の各段階に応じてクリープひずみ速度の支配因子は変化しているものと考えられ、マイクロ組織変化によりクリープ強度が低下するためクリープひずみ速度は急速に増大するが、クリープ強度が基底クリープ強度にまで低下した長時間側ではクリープ変形は一定の基底クリープ強度に支配されるため、断面減少による応力増加のみに対応してクリープひずみ速度は増大すると推論した。

本研究で用いた炭素鋼では、Fig. 2で示したように加速クリープ域において2カ所で屈曲が認められる。屈曲が2度生じるのは、本供試鋼ではマイクロ組織形態に依存した2種類の異なる強化因子が働いているためであると推察される。すなわち、短時間側(Fig. 2では約150h)ではより不安定なマイクロ組織形態に依存した強化因子の効果が消滅し、長時間側(Fig. 2では約400h)では異なるマイクロ組織形態に依存したもう一つの強化因子の効果が消滅したためであると考えられる。このように、クリープひずみ速度-時間曲線の屈曲はマイクロ組織変化に起因して生ずるため、応力の違いによらずほぼ同じ時間でクリープひずみ速度の極大・極小値が観察されるものと考えられる。

本研究の結果から、新しい耐熱材料の開発に際しては、基底クリープ強度そのものを向上させるためのアプローチとともに、クリープ強度を向上させるマイクロ組織形態の高温安定性を向上させることにより、優れた高温強度を長時間安定に維持することが大変重要であると考えられる。

4. 結論

本研究では、実用材料で観察される複雑なクリープ変形挙動の機構解明を目的として、マイクロ組織の高温安定性が低く、比較的短時間で基底クリープ強度が出現すると予想される炭素鋼を用いて、複雑なクリープ変形挙動に及ぼす高温時効の影響を基底クリープ強度の観点から解析・検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 約150MPa以下の応力でのクリープ破断データは供試鋼の基底クリープ強度を反映していると推察された。

(2) クリープひずみ速度が増加・減少を繰り返す、複数の極大・極小を示す複雑なクリープ変形挙動が観察された。

(3) クリープ試験温度と同じ温度で前時効を行った試料では、時効時間の増大に伴いクリープ破断時間が減少したが、約500h以上の長時間時効材では時効時間の長短によらずほぼ一定のクリープ破断時間を示した。

(4) 前時効はクリープ変形挙動に大きな影響を及ぼし、

† クリープ試験中にクリープ強度が基底クリープ強度にまで低下するのは試験応力が低く、クリープ破断寿命が十分に長い条件においてのみであり、応力が高く、クリープ強度が基底クリープ強度にまで低下するのに必要な時間よりクリープ破断寿命が短い場合には、基底クリープ強度にまでクリープ強度が低下することはない。

未時効材で観察された複雑なクリープ変形挙動は前時効により完全に消滅し、最小クリープ速度は未時効材に比べ2桁近く大きな値を示した。

(5)クリープひずみ速度の対数とクリープひずみとの関係は前時効の有無及び時効時間の長短によらず、広いクリープひずみ範囲にわたって一本の直線で整理できた。

(6)クリープひずみ速度の対数がクリープひずみに対して直線的に増大する領域では、クリープひずみ速度の応力依存性を応力指数、6で整理することができ、クリープ変形に伴う断面減少に対応した応力増加でクリープひずみ速度の増大を説明できた。

(7)以上の結果から、クリープひずみ速度が増加・減少を繰り返す複雑なクリープ変形挙動が生ずるのは、クリープの変形機構が変わるのではなく、クリープ変形中に生ずるマイクロ組織変化によりマイクロ組織形態に依存した強化因子の効果が消滅するからであり、マイクロ組織変化が十分に進行した長時間側では、クリープ変形挙動は基底クリープ強度という安定な強度特性に支配されていると結論した。

文 献

- 1) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: 鉄と鋼, **77** (1991), 667.
- 2) K.Kimura, H.Kushima, K.Yagi and C.Tanaka: Proc. 5th Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B.Wilshire and R.W.Evans, The Institute of Materials, London, (1993), 555.
- 3) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: 鉄と鋼, **81** (1995), 757.
- 4) 木村一弘: までりあ, **35** (1996), 535.
- 5) 通商産業省資源エネルギー庁公益事業部原子力発電安全管理課編: 通商産業省告示第501号「発電用原子力設備に関する構造等の技術基準」(1980)(解説: 原子力設備の技術基準)最新版, (1994).
- 6) J.Čadek: Creep in Metallic Materials, Elsevier, (1988), 15.
- 7) R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, The Institute of Metals, London, (1985), 197.
- 8) 丸山公一, 及川 洪: 鉄と鋼, **73** (1987), 26.
- 9) R.L.Klueh: Mater. Sci. Eng., **35** (1978), 239.
- 10) R.L.Klueh: Metall. Trans. A, **9** (1978), 1591.
- 11) 坂本正雄, 八木晃一, 森下 弘, 久保 清, 門馬義雄, 田中千秋: 材料, **39** (1990), 674.
- 12) 金属材料技術研究所クリープデータシート, **7B** (1992).
- 13) F.H.Norton: The Creep of Steel at High Temperature, McGraw-Hill, New York, (1929).
- 14) R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, The Institute of Metals, London, (1985), 106.
- 15) 同上, 83.
- 16) J.L.Martin: Creep Behaviour of Crystalline Solids, ed. by B. Wilshire and R.W.Evans, Pineridge Press, (1985), 1.