

1Cr-0.5Mo 鋼のクリープ変形挙動と長時間 クリープ強度に及ぼす組織変化の影響

九島 秀昭*・木村 一弘*・阿部 富士雄*・八木 晃一*
入江 宏定*・丸山 公一*²

Effect of Microstructural Change on Creep Deformation Behaviour and
Long-term Creep Strength of 1Cr-0.5Mo Steel

Hideaki KUSHIMA, Kazuhiro KIMURA, Fujio ABE, Koichi YAGI, Hirosada IRIE and Kouichi MARUYAMA

Synopsis : Effects of the initial microstructure and its changes on creep deformation behaviour of a 1Cr-0.5Mo steel have been investigated, in order to understand a mechanism of complex creep deformation behaviour which shows several local minima in creep rate. Sigmoidal inflections are observed on stress vs. time to rupture curves and stress vs. minimum creep rate curves at 823 and 873K. Under the stress conditions lower than 100 MPa, creep rate vs. time curves indicate inflection at the same time of a tertiary creep stage.

Significant decrease in creep rupture strength due to prior ageing for 500 h at 873K has been observed at stress conditions higher than 100 MPa. However, no difference in creep rupture strength between pre-aged and un-aged steels has been observed in the stress conditions lower than 100 MPa. The inflection of the creep rate vs. time curves has disappeared by ageing prior to creep test.

High density of dislocations and many fine carbide particles are observed within ferrite grain of the un-aged steel. On the other hand, coarse needle-like carbides and very low density of dislocations are observed within ferrite grain of the pre-aged steel. Because of the similar decrease in the number of dislocations and precipitate occurring in the un-aged steel during creep deformation, no difference in microstructural morphology is observed for the un-aged and pre-aged steels after creep for 200 h at 873K-88 MPa. It has been considered that the effect of precipitation strengthening have disappeared during ageing for 500 h at 873K prior to creep test and creep deformation for 200 h at 873K-88 MPa.

It has been concluded that complex creep deformation behaviour and sigmoidal inflection of stress vs. time to rupture curve are caused by decrease in creep strength due to microstructural change followed by advent of inherent creep strength.

Key words : 1Cr-0.5Mo steel; creep strength; creep rate; creep deformation; thermal ageing; microstructural change.

1. 緒言

高温では材料の強度を支配する組織が変化するため、長期間の使用中には材質劣化が生じる。したがって、高温構造機器の安全性を維持するためには、高温で長期間使用される耐熱金属材料の長時間クリープ強度特性を的確に評価することが重要である。

クリープ強度の評価および長時間クリープ強度の推定には、一般にクリープ破断時間あるいはクリープ破断時間と試験温度の関数である Larson-Miller パラメータ等が用いられる¹⁾。しかし、これらの手法で精度良く予測できる長時間クリープ強度は最長試験データの3倍程度である²⁾。そのため、クリープ強度特性をより詳細に解析するとともに、長時間クリープ強度を短時間で精度良く予測することを目的として、クリープ変形挙動そのものを解析・評価するための手法が数多く提案されている³⁻⁵⁾。一般にクリープ変形は、遷移、定常（あるいは最小）および加速クリープの

3つの領域から構成されると考えられており、クリープ変形挙動を解析する上記の手法はいずれもそのようなクリープ変形挙動を数式表示するものである。

ところで、多くの実用耐熱金属材料でクリープ速度の極小が複数出現するという複雑なクリープ変形挙動がしばしば認められる⁶⁻⁹⁾。また、それに対応して応力-破断時間曲線はS字型の屈曲を示す⁹⁾。そのため、複雑なクリープ変形挙動は短時間データの外挿による長時間クリープ強度の予測を困難にする重要な因子である。しかし、これまでに提唱されているクリープ変形表示式では、そのような複雑なクリープ変形挙動を解析・表示することはできない。そこで著者らは先に、1Cr-0.5Mo鋼(JIS STBA22)および2.25Cr-1Mo鋼(JIS STBA24)で認められる複雑なクリープ変形挙動について検討を行い、クリープ変形を前半部と後半部（以後それぞれI型およびII型と呼ぶ）に分けてそれぞれ単独に解析することにより、クリープ速度の極小値が2つ認められる複雑なクリープ変形挙動およびS字型の応

平成11年9月6日受付 平成11年10月28日受理 (Received on Sep. 6, 1999; Accepted on Oct. 28, 1999)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 東北大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Tohoku University)

力-破断時間曲線を表現できることを報告した^{10,11)}。

このように短時間側と長時間側を分けて解析することにより複雑なクリープ変形挙動を表現できることから、短時間側と長時間側ではクリープ変形機構が変化している可能性があり、応力-破断時間曲線のS字型の屈曲をクリープ変形機構の変化で説明した報告も多い¹²⁻¹⁴⁾。著者らの一部は、複雑なクリープ変形挙動が変形機構の変化ではなく、クリープ変形中に生じる組織変化に起因した強度低下により、強度の支配因子が変化するためであると報告した¹⁵⁾。

そこで本研究では、前時効により意図的に組織を変化させた低合金Cr-Mo鋼を用い、クリープ変形挙動に及ぼす初期組織および組織変化の影響を調べ、複雑なクリープ変形挙動が生じる機構について検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

供試材はボイラ・熱交換器用鋼管の1Cr-0.5Mo鋼(JIS STBA 22)¹⁶⁾であり、以前の研究¹⁰⁾で複雑なクリープ変形挙動をI型とII型に分けて解析を行った試料と同一のものである。供試材の化学組成をTable 1に、熱処理条件および結晶粒度をTable 2に示す。クリープ試験は平行部径6 mm、標点間距離30 mmの丸棒試験片を用い、773~923K、応力29~373 MPaの範囲で行った。クリープ変形データの解析には修正 θ 法⁴⁾を用いた。

873Kで500 hの前時効を行い、受入れままの試料(以下、未時効材と呼ぶ)と前時効材のクリープ強度特性を比較検討するとともに、873K-88 MPa(未時効材のクリープ破断時間: 765.3 h)でのクリープ試験を途中で中断し、硬さ測定および組織観察を行った。供試材はフェライトとパーライトの混合組織であり、9割近くがフェライト粒であるため、主としてフェライト粒が変形を担っていると考えられる。そのため、硬さ測定にはマイクロピッカース硬さ試験機を用い、荷重0.49 Nにてフェライト粒の硬さを測定した。組織観察には透過型電子顕微鏡(TEM)を用い、 $\langle 111 \rangle$ 方向に電子線を入射して、 $\{110\}$ 面からの反射を励起させて、フェライト粒の明視野像を観察した。TEM観察用薄膜試料は、応力軸に平行に切り出した直径3 mmのディスクから、ツイング電解研磨により作製した。

Table 1. Chemical composition (mass%) of the material used.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	N
1Cr-0.5Mo (JIS STBA22)	0.10	0.31	0.51	0.22	0.017	1.03	0.53	0.04	0.0076

Table 2. Heat treatment and prior austenite grain size number of the material used.

	Processing and thermal history	Austenite grain size number
1Cr-0.5Mo (JIS STBA22)	Hot extruded and cold drawn 1193K/1h →1013K/1.5h AC	6

AC: air cooling

3. 実験結果および考察

3.1 クリープ試験結果

供試材の773~923Kにおける応力-破断時間曲線をFig. 1に示す。773および923Kでは、応力の低下に伴い曲線の勾配が単調に増大する。823Kでもクリープ破断時間の増加に伴い曲線の勾配は徐々に増大するが、応力が約100 MPaに相当する約5000 hで曲線の勾配は逆に減少しており、S字型の屈曲が明確に認められる。873Kにおいても約100 MPaに相当する時間域で曲線の勾配がわずかに減少する傾向が認められる。

供試材の773~923Kにおける応力-最小クリープ速度曲線をFig. 2に示す。約100 MPa以上の高応力域では応力の低下に伴い曲線の勾配は単調に減少するが、約100 MPaで屈曲が生じ、曲線の勾配は逆に増大するため、応力-破断時間曲線(Fig. 1)と同様にS字型の屈曲が認められる。屈曲が生じる温度・応力条件は、破断時間(Fig. 1)と最小クリー

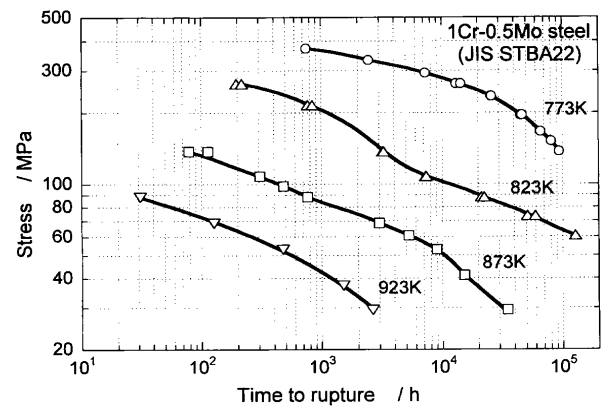


Fig. 1. Stress vs. time to rupture curves of the 1Cr-0.5Mo steel tested over a range of temperatures from 773 to 923K.

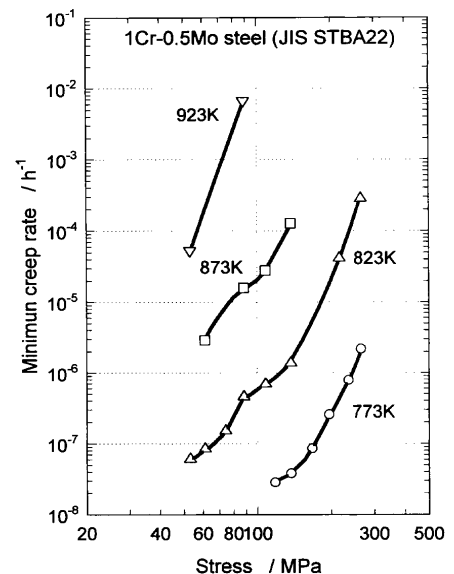


Fig. 2. Stress vs. minimum creep rate curves of the 1Cr-0.5Mo steel tested over a range of temperatures from 773 to 923K.

プ速度(Fig. 2)でほぼ同じである。

供試材の823K、応力265~53MPaにおけるクリープ速度-時間曲線をFig. 3に示す。137MPa以上の高応力では遷移クリープの後、最小クリープ速度を示して加速クリープに移行して破断する単調なクリープ変形挙動を示す。しかし、108および88MPaでは1000~2000hで最小クリープ速度を示して加速クリープに移行するが、約4000hを超えるとクリープ速度の加速の程度が減少し、曲線は屈曲を示す。より低応力の74~53MPaでは応力によらず108および88MPaと同程度の1000~2000hでクリープ速度は極小値を示して加速クリープに移行するが、3000~4000hを超えるとクリープ速度は再び減少する。そのため、クリープ速度は2つの極小値を示す。短時間側でクリープ速度が極小値を示す時間域は応力によらず同程度の1000~2000hであり、その値の応力依存性も小さい。クリープ速度が一度加速した後再び減少に移行する時間域は、応力-破断時間曲線の勾配が減少する時間域に対応している。低応力の61および53MPaでは、長時間側の極小値が最小クリープ速度となる。

873K、応力137~61MPaにおけるクリープ速度-時間曲線をFig. 4に示す。108および88MPaでは、約200hを超え

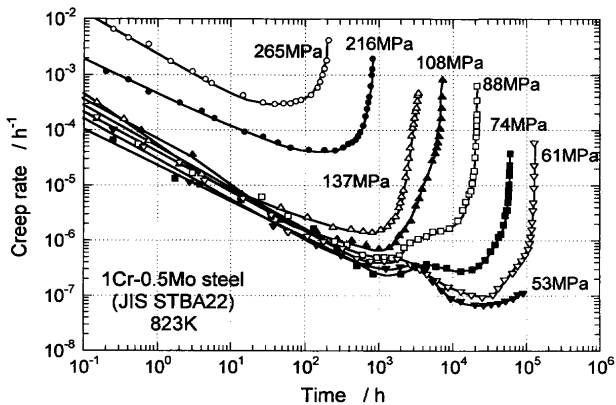


Fig. 3. Creep rate vs. time curves of the 1Cr-0.5Mo steel tested over a range of stresses from 53 to 265 MPa at 823K.

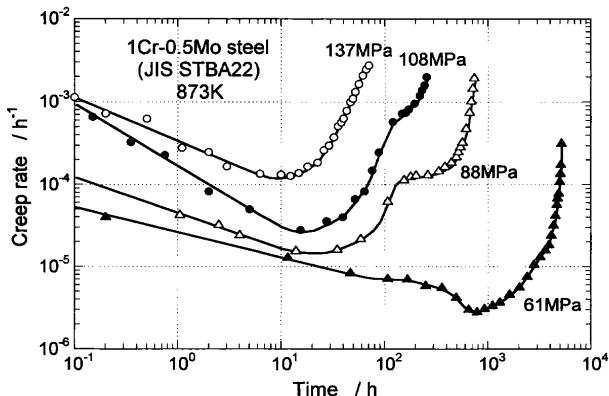


Fig. 4. Creep rate vs. time curves of the 1Cr-0.5Mo steel tested over a range of stresses from 61 to 137 MPa at 873K.

るとクリープ速度の加速の程度が減少し、曲線に屈曲が認められる。最も応力の低い61MPaでも約200hまではクリープ速度は単調に減少するが、その後クリープ速度は急激に減少する。数百時間域で認められるクリープ速度-時間曲線のこのような屈曲は、応力-破断時間曲線の数百時間域で認められるS字型屈曲と密接に関連すると思われる。

3・2 クリープ強度特性に及ぼす前時効の影響

873K-500hの前時効材と未時効材の873Kにおける応力-破断時間曲線をFig. 5に示す。最も応力の高い137MPaでは時効材のクリープ破断時間は未時効材の値の約1/5と短く、前時効によるクリープ破断強度の低下が認められる。しかし、100MPa以下の低応力域では時効材と未時効材のクリープ破断時間の差は小さく、61MPaではほとんど差は認められない。伊勢田らは先に、ボイラ用12Cr鋼のクリープ強度に及ぼす焼戻し温度の影響を調べ、短時間側では焼戻し温度の低い750°C焼戻し材の方がクリープ強度は高いが、長時間側では逆転し、焼戻し温度の高い800°C焼戻し材の方が長時間側ではクリープ強度は高いことを報告している¹⁷⁾。本実験結果は伊勢田らの報告とは異なり、前時効により初期組織を回復させた試料のクリープ強度は、短時間側では未時効材のクリープ強度に比べて低いが、長時間側では未時効材と同等である。

未時効材と時効材の873Kにおける応力-最小クリープ速度曲線をFig. 6に示す。時効材の最小クリープ速度は最も高応力の137MPaでは未時効材の値に比べて100倍以上も大きく、88MPaでも約10倍の大きな値を示す。しかし、61MPaでは前時効の有無によらず両試料とも同程度の値を示す。

未時効材と時効材の873K、応力88MPaにおけるクリープ速度-時間曲線をFig. 7に示す。未時効材は約20hで最小クリープ速度を示し、加速クリープに移行する。しかし、約200hを超えるとクリープ速度は増大せず、約300hまではほぼ一定の値を示し、その後再びクリープ速度は加速する。一方、時効材はクリープ試験開始直後から未時効材よ

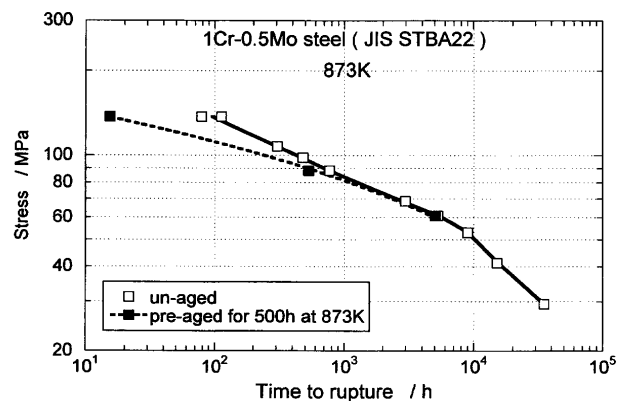


Fig. 5. Stress vs. time to rupture curves of the un-aged and the pre-aged 1Cr-0.5Mo steels at 873K.

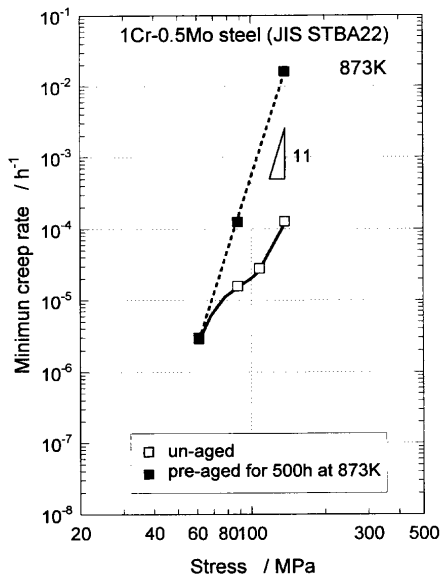


Fig. 6. Stress vs. minimum creep rate curves of the un-aged and the pre-aged 1Cr-0.5Mo steels at 873K.

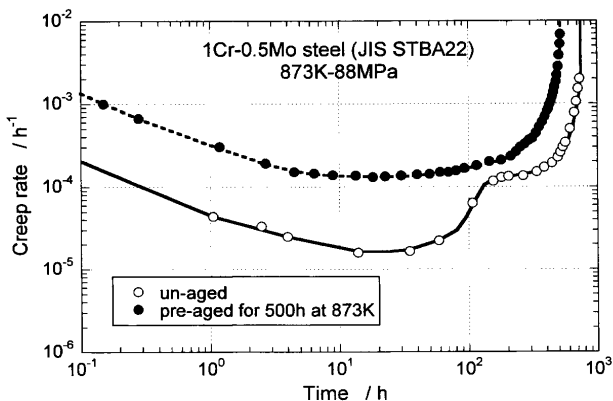


Fig. 7. Creep rate vs. time curves of the un-aged and the pre-aged 1Cr-0.5Mo steels at 873K-88 MPa.

りも約10倍大きなクリープ速度を示し、約20hで未時効材に比べて約10倍大きな最小クリープ速度を示した後、加速クリープに移行して破断に至る。未時効材の加速クリープ域で認められるような複雑なクリープ変形挙動は時効材では全く認められない。このように未時効材と時効材でクリープ変形挙動が顕著に異なるのは、未時効材のクリープ変形中および時効材の前時効中における組織変化と密接に関連すると推察される。

3・3 組織変化

未時効材および時効材について873K、応力88MPaでのクリープ試験を途中で中断し、クリープ変形に伴うフェライト粒内の硬さおよび組織の変化を調べた。なお、クリープ試験を中断したのは遷移クリープ域の1h、クリープ速度が最小値を示す20h、未時効材のクリープ速度が急激に加速した後、一定値を示す200hの3条件であり、未時効材についてはクリープ速度が再び増大する490hでもクリープ試験を中断した。

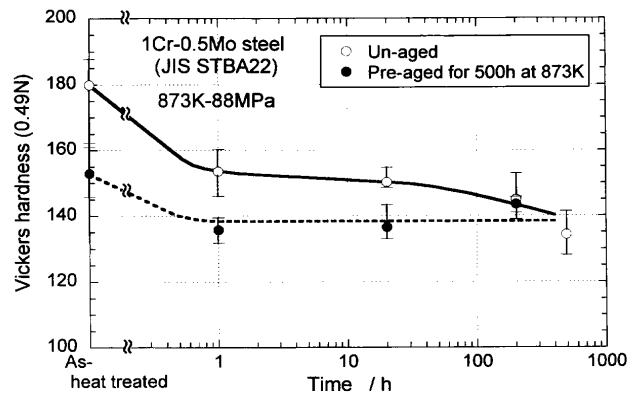


Fig. 8. Changes in vickers hardness of the un-aged and the pre-aged 1Cr-0.5Mo steels with increase in exposure time at 873K-88 MPa.

未時効材および時効材の873K、応力88MPaでのクリープ変形に伴うフェライト粒内の硬さ変化をFig. 8に示す。未時効材の硬さはクリープ試験前はHV180であるが、クリープ試験開始とともに約HV150に急激に減少し、その後はクリープ変形に伴い徐々に低下する。一方、時効材の硬さはクリープ試験前にすでに約HV150であり、クリープ試験開始とともに約HV140に減少するが、その後はほぼ一定値を示す。200h以上の長時間域では未時効材、時効材とも同程度の硬さを示し、両者の差はほとんど認められなくなる。したがって、未時効材のクリープ速度が一度加速した後、加速の程度が減少し、ほぼ一定のクリープ速度を示す時間域では、未時効材と時効材の硬さはほぼ同程度である。

クリープ試験前および873K、応力88MPaでのクリープ試験を1、20および200hで中断した未時効材のフェライト粒の透過電顕組織をFig. 9に示す。受入れままの未時効材(a)では数十nmの微細な炭化物が多量に析出しており、転位密度が高い。1h中断材(b)ではクリープ試験前に比べて転位密度が若干低下している。応力の負荷によりクリープ試験前に存在した可動転位の大半が主に粒界で消滅し、1h中断材で認められる転位はいずれも微細な析出物にピン止めされているようである。クリープ速度が最小となる20hで中断した試料(c)でも粒内炭化物は数十nm程度と微細である。クリープ速度が増大し、時効材の最小クリープ速度と同程度の一定値を示す時間域である200hで中断した試料(d)では、微細な粒内炭化物の数が著しく減少し、100nm以上の長さの針状炭化物が多量に析出しており、転位密度は著しく低下している。また、より長時間の490h中断材でも転位密度は著しく低く、微細炭化物の数がさらに減少し、針状炭化物の析出量が増大していた。これらの組織観察結果から、クリープ変形が200h進行した時点では炭化物による析出強化の効果は著しく低下していると推察される。

クリープ試験前および873K、応力88MPaでのクリープ

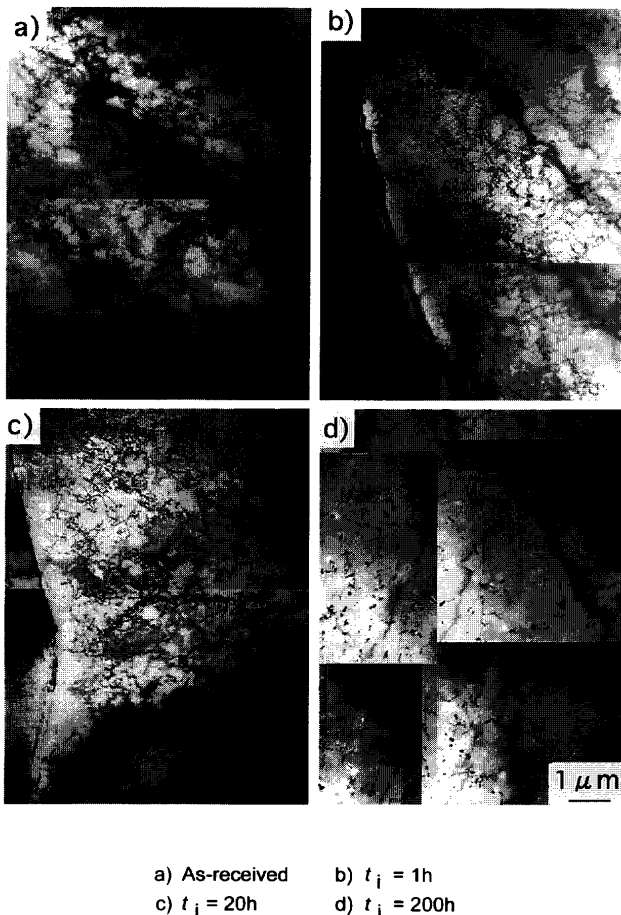


Fig. 9. Transmission electron micrographs of the as-received 1Cr-0.5Mo steel and the specimens crept for 1, 20 and 200 h at 873K-88 MPa.

試験を1, 20および200hで中断した時効材の透過電顕組織をFig.10に示す。前時効材(a)では、微細な粒内炭化物の析出量が著しく少なく、すでに200~300nmの長さの針状炭化物が多量に析出しており、未時効材(Fig. 9(a))に比べて転位密度は著しく低い。1h中断材(b)では、微細炭化物の数がさらに減少し、100nm以上の粗大な炭化物の数が増大するとともに、クリープ試験前に比べて転位密度もわずかに低下している。クリープ速度が最小となる20hで中断した試料(c)では転位密度がさらに低下しており、200h中断材(d)も20h中断材(c)と同様の組織である。

未時効材と時効材のクリープ変形に伴う組織変化を比較すると、未時効材に比べて時効材の組織変化の程度は極めてわずかである。また、時効材の組織は、粒内炭化物の大きさや転位密度から、クリープ変形が200h進行した後の未時効材の組織に相当すると判断される。このことは、未時効材の硬さは時効材に比べて高いが、クリープ変形が200h進行した後ではその差が消滅することとも対応している。以上の結果から、未時効材では微細炭化物による析出強化が短時間域では有効に働くが、クリープ変形の進行に伴い炭化物の粗大化および粗大な針状炭化物の析出等により、約200hで析出強化の効果が消滅すると推察される。また、時効材では前時効中にすでに微細炭化物の粗大化や

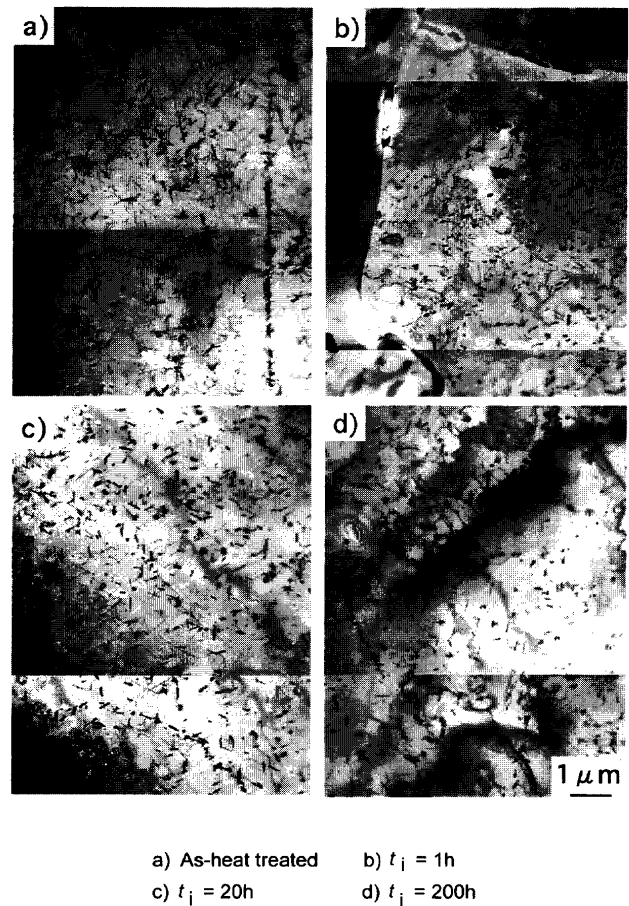


Fig. 10. Transmission electron micrographs of the pre-aged 1Cr-0.5Mo steel for 500 h at 823K and the specimens crept for 1, 20 and 200 h at 873K-88 MPa after pre-ageing.

粗大な針状炭化物の析出が進行し、析出強化の効果がほぼ消滅していると考えられる。したがって、未時効材で認められる複雑なクリープ変形挙動、すなわち一度加速したクリープ速度が約200hを超えた領域で約100hの間時効材の最小クリープ速度と同程度の一定値を示すという現象は、短時間側で有効に働いていた析出強化の効果が約200hで消滅することと密接に関連すると推察される。

3・4 クリープ強度に及ぼす組織変化の影響

未時効材および時効材の873K、応力88MPaでのクリープ速度を真ひずみに対して整理してFig.11に示す。クリープ速度を試験時間に対して整理した場合(Fig. 7), 約200h以下の短時間域では未時効材のクリープ速度は時効材の値の1/10程度と小さく、未時効材と時効材ではクリープ変形挙動に大きな違いが認められた。しかし、そのようなクリープ速度の大きな違いは、真ひずみが0.01以下の小さなひずみ範囲での現象であり、0.01以上の広いひずみ範囲では前時効の有無を問わず、クリープ速度の対数と真ひずみとの関係は一本の直線で整理できる。この直線関係を回帰分析してクリープ速度のひずみ依存性を求めたところ、次式の関係が得られた；

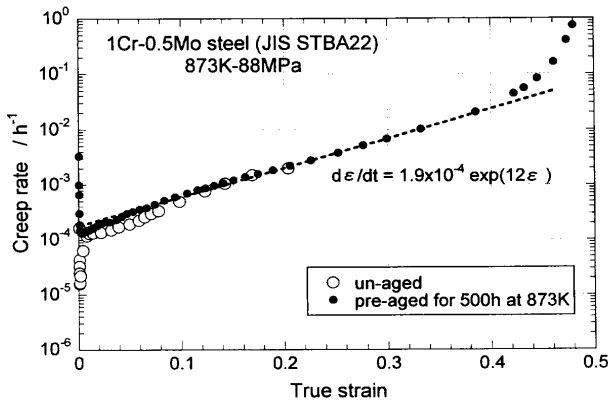


Fig. 11. Creep rate plotted against true strain of the un-aged and pre-aged 1Cr-0.5Mo steels at 873K-88 MPa.

$$d\epsilon/dt = 1.9 \times 10^{-4} \exp(12\epsilon) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $d\epsilon/dt$ はクリープ速度(h^{-1})、 ϵ は真ひずみであり、ひずみの係数は12である。クリープ強度が一定で、ひずみの増加に伴う断面減少に起因した応力増加のみによってクリープ速度が増大する場合、クリープ速度の応力指数が(1)式のひずみの係数となる。回帰分析で得られたひずみの係数である12は、時効材の最小クリープ速度の応力指数である11にほぼ相当する(Fig. 6)。このことから、前時効の有無を問わずクリープ速度の対数と真ひずみとの関係を一本の直線で整理できる広いひずみ範囲において、クリープ強度は一定であり、変形に伴う応力増加のみに依存してクリープ速度は増大していると推察される。なお、応力指数が11~12という大きな値を示すことの原因は不明であり、今後の検討課題である。

ところで、前節ではクリープ変形に伴う硬さおよび組織の変化を調べ、未時効材ではクリープ変形が約200h経過した後は析出強化の効果が消滅し、前時効材では時効中にすでに析出強化の効果が消滅していると推察した。したがって、未時効材では約200hまでのクリープ変形中にクリープ強度は基底クリープ強度にまで低下し、時効材では時効中にすでにクリープ強度は基底クリープ強度にまで低下していると推察される⁹⁾。そのため、Fig.11の広いひずみ範囲で認められる直線領域は、基底クリープ強度に対応したクリープ速度を示していると考えられる。また、前時効材と約200h経過後の未時効材のクリープ強度はいずれも基底クリープ強度になっていることから、焼戻し温度の違いにより長時間側でクリープ強度が逆転するという伊勢田らの報告¹⁷⁾とは異なり、未時効材と前時効材のクリープ強度は長時間側で同等になったものと考えられる。さらに、伊勢田らの報告で焼戻し温度の異なる試料のクリープ強度が長時間側で逆転したのは、焼戻し温度の違いにより組織の安定性が異なり、低温焼戻し材の方が短時間側で組織変化による強度低下が生じたためであり、さらに長時間側で

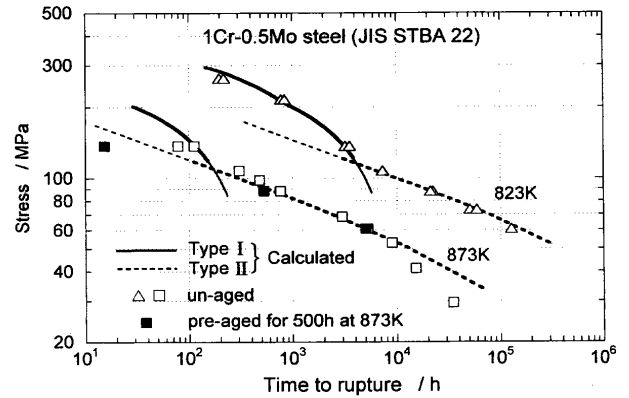


Fig. 12. Calculated creep rupture life of the 1Cr-0.5Mo steel at 823 and 873K. The calculated lines were obtained by creep deformation analysis of un-aged material using a modified θ projection method.

クリープ強度が基底クリープ強度にまで低下する時間域では、焼戻し温度の異なる両試料のクリープ強度は同等になると推察される。

未時効材のクリープ変形データを析出強化の効果が有効に働いていると推察される短時間側と析出強化の効果が消滅したと推察される長時間側(それぞれI型およびII型)に分け、それぞれについて修正 θ 法による解析を行い、クリープ破断寿命予測を行った。その予測結果を未時効材および時効材のクリープ破断データと併せてFig.12に示す。なお、寿命予測のためのクリープ曲線解析は、773~873Kの温度範囲、53~265MPaの応力範囲のクリープ変形データについて行った。図中、I型の解析による予測結果を実線で、II型の解析による結果を破線で示し、それぞれ破断伸びを30%とした場合のクリープ破断寿命である。I型の解析結果は炭化物の粗大化による析出強化の効果の低下に対応して、時間の経過に伴い応力-破断時間曲線の勾配が徐々に増大する様子を的確に評価しており、析出強化の効果が消滅して基底クリープ強度が支配する長時間側のクリープ破断強度は、II型の解析結果により評価できる。また、I型とII型によるそれぞれの予測結果を組み合わせることにより、S字型に屈曲した応力-破断時間曲線を表示することができる。なお、873Kの10000hを超える長時間側では、実測のクリープ破断時間は予測値よりも低下しているが、この差は酸化によるクリープ試験片の著しい減肉に起因しており、本質的な強度低下によるものではない¹⁸⁾。

以上の結果から、クリープ速度が複数の極小値を示す複雑なクリープ変形挙動やそれに対応して認められる応力-破断時間曲線のS字型の屈曲が生じる原因は、組織変化によりクリープ強度は低下するが、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域ではクリープ強度は基底クリープ強度という安定な強度になり、クリープ強度の支配因子が変化するためであると結論した。また、組織変化によりクリープ強度の支配因子が変化してクリープ変形

が複雑な挙動を示す場合、クリープ強度の支配因子が異なるそれぞれの領域ごとに分割してクリープ強度特性を評価・予測することが重要であり、そのためにはクリープ変形挙動の詳細な解析が必要であると結論した。

4. 結言

1Cr-0.5Mo鋼を用いて、クリープ速度が複数の極小値を示す複雑なクリープ変形挙動と組織変化に及ぼす前時効の影響を調べるとともに、873K、応力88MPaにおける複雑なクリープ変形挙動と組織変化との関連について検討を行い、以下の結果を得た。

(1) 823および873Kにおいて、応力-破断時間曲線および応力-最小クリープ速度曲線にS字型屈曲が認められ、クリープ速度-時間曲線にも屈曲が認められた。クリープ速度-時間曲線に屈曲が生ずる時間域は応力に依存せず一定であり、応力-破断時間曲線でS字型の屈曲が認められる時間域にほぼ対応していた。

(2) 応力-破断時間曲線がS字型屈曲を示す条件よりも高応力短時間側のクリープ強度は前時効により著しく低下したが、低応力長時間側では前時効の影響はほとんど認められなかった。

(3) 未時効材の硬さは時効材に比べて大きい値を示すが、クリープ変形に伴い硬さは減少し、クリープ速度-時間曲線が屈曲を示す約200hより長時間側では未時効材と時効材の硬さの差は消滅していた。

(4) 未時効材のフェライト粒内は転位密度が高く、多量の微細な炭化物粒子により析出強化されているが、クリープ変形の進行に伴い炭化物の粗大化、粗大な針状炭化物の析出および転位密度の著しい減少が進行し、クリープ速度-時間曲線が屈曲を示す約200hでは析出強化の効果がほぼ消滅していると推察された。また、時効材では前時効中に析出強化の効果が消滅していると推察された。

(5) 未時効材と時効材でクリープ速度に大きな違いが認められる短時間域では未時効材のクリープ強度は析出強化により高められているが、長時間域では析出強化の効果

が消滅するためクリープ強度は基底クリープ強度になると推察した。

(6) 以上の結果より、クリープ速度が複数の極小値を示す複雑なクリープ変形挙動や応力-破断時間曲線のS字型屈曲は、組織変化によるクリープ強度の低下と基底クリープ強度の出現により生じると結論した。また、クリープ変形が複雑な挙動を示す場合には、クリープ強度の支配因子が異なる領域ごとに分割してクリープ強度特性を評価・予測することが重要であり、そのためにはクリープ変形挙動の詳細な解析が必要である。

文 献

- 1) S.Yokoi and Y.Monma: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 831.
- 2) 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法の手引第1版, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1983).
- 3) R.W.Evans and B.Wilshire: *Creep of Metals and Alloys*, The Institute of Metals, London, (1985), 197.
- 4) K.Maruyama, C.Harada and H.Oikawa: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **34** (1985) 1289.
- 5) M.Prager: ASME PVP, vol. 288, ASME, New York, (1994), 401.
- 6) R.L.Klueh: *Mater. Sci. Eng.*, **35** (1978), 239.
- 7) R.L.Klueh: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1591.
- 8) M.Sakamoto, K.Yagi, H.Morishita, K.Kubo, Y.Monma and C.Tanaka: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **39** (1990), 674.
- 9) K.Kimura, H.Kushima, K.Yagi and C.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 667.
- 10) H.Kushima, K.Kimura, K.Yagi, C.Tanaka and K.Maruyama: Proc. 7th JIM Int. Symp. on Aspects of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Material (JIMIS-7), Jpn. Inst. Met., Sendai, (1993), 609.
- 11) H.Kushima, K.Kimura, F.Abe, K.Yagi and K.Maruyama: *Rep. of 123rd Committee on Heat-resisting Met. and Alloys*, **35** (1994), 261.
- 12) B.Walser: *Met. Sci.*, **13** (1979), 49.
- 13) O.A.Ruano, A.K.Miller and O.D.Sherby: *Mater. Sci. Eng.*, **51** (1981), 9.
- 14) Y.Kadoya and T.Goto: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1171.
- 15) K.Kimura, H.Kushima, F.Abe and K.Yagi: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 713.
- 16) NRIM Creep Data Sheet, No. 1B, National Res. Inst. for Met., Tsukuba, (1996).
- 17) A.Iseda, H.Teranishi and F.Masuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1076.
- 18) T.Kaneko, H.Hongo, N.Nagashima, Y.Monma and C.Tanaka: *CAMP-ISIJ*, **1** (1988), 900.