

1Cr-1Mo-1/4V 鋼のクリープ損傷

論 文

松尾 孝*・木佐貫哲也*²・田中 良平*³・小松 周一*⁴

Creep Damage of 1Cr-1Mo-1/4V Steel

Takashi MATSUO, Tetsuya KISANUKI, Ryohei TANAKA, and Shyuichi KOMATSU

Synopsis:

Microstructural changes and degradation of high temperature tensile properties due to creep damage have been studied on 1Cr-1Mo-1/4V steel specimens obtained by interrupting the creep test up to 9 000 h at 600°C.

The loss of strength in the 1Cr-1Mo-1/4V steel after long term creep exposure is due to three mechanisms: (1) the strength loss accompanying the change in the carbide morphology that usually occurs during tempering, (2) the strength loss resulted from local recovery of ferrite matrix in the vicinity of prior austenite grain boundary carbide particles, and (3) the strength loss due to formation of voids and cracks.

It is considered that the progress of creep damage during primary creep stage is attributed mainly to the first mechanism, and that of tertiary creep to the second one which is most important. On the other hand, no crack and the limited numbers of voids were observed at the grain boundary, then it is assumed that the third one is not essentially responsible for creep damage of Cr-Mo-V steel studied.

1. 緒 言

現在、火力発電設備に用いられている各種高温機器部材の経年劣化に関する問題が注目され、その定量的評価方法の開発が急がれている。

蒸気タービンのローター材などに用いられている Cr-Mo-V 鋼は長時間の使用により、低サイクル疲労などの他にクリープによる損傷を受け、材質は徐々に劣化する。

一般にクリープ損傷による材質劣化をもたらす組織学的因子としては (i) 析出相の種類、大きさ、形状及び分布の変化^{1)~5)}、(ii) 空泡及び割れの発生、成長及び伝播^{6)~13)}、ならびに (iii) 転位下部組織の変化¹⁴⁾¹⁵⁾などが挙げられている。

ローター用 Cr-Mo-V 鋼のすぐれたクリープ強さは細かく均一に分散した炭化物の析出強化に起因するため、この鋼のクリープ変形に伴う材質の劣化は炭化物の凝集粗大化によると考えられている^{1)~5)}。また、空泡の

発生、連結を重要とみなした研究報告も多い^{6)~8)}。しかし、これらの材質劣化を招く組織因子について、クリープ時間の経過に伴うそれらの変化を系統的に調べた研究報告は少なく、いまだ不明な点も多い。

そこで、本研究では実機のローター材である 1Cr-1Mo-1/4V 鋼を用い、試験時間短縮のために実機の稼動温度に比べ約 50°C 高い 600°C において約 10⁴ h で破断する応力でのクリープ試験を行い、任意の時間で試験を中断して、クリープ時間の増加に伴う高温短時間引張特性

Table 1. Chemical composition and heat treatment of 1Cr-1Mo-1/4V steel studied.

Chemical composition, wt (%)									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	
0.27	0.27	0.66	0.009	0.007	0.34	1.10	1.23	0.25	
Heat treatment									
970°C × 19 h				→	Fan cooled				
670°C × 52 h				→	Furnace cooled				
640°C × 23 h				→	Furnace cooled				

Ingot weight: 70 t

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 7 月 19 日受付 (Received July 19, 1983)

* 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku 152)

*² 東京工業大学大学院 (現: 東京芝浦電気(株)) (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now Toshiba Co., Ltd.)

*³ 東京工業大学工学部 (現: 東京工業大学総合理工学研究科) 工博 (Faculty of Engineering, Now Graduate School at Nagatsuta, Tokyo Institute of Technology)

*⁴ 東京芝浦電気(株)総合研究所 (Research and Development Center, Toshiba Co., Ltd.)

の変化を検討した。また、クリープ変形に伴う炭化物の凝集粗大化及び分布状態の変化とともに空泡及び割れの発生、連結の程度を調査し、これら組織因子のクリープ抵抗あるいは短時間引張特性の劣化に及ぼす効果を検討して、材質劣化を決定する重要な組織因子を考察した。

2. 実験方法

供試材には Table 1 に示した化学組成及び熱処理の 1Cr-1Mo-1/4V 鋼を入手して使用した。試験片素材は実機ローター材の胴部の $1/2 R$ (R :半径, 500 mm) の位置から接線方向に切り出したもので、その素材から直径 8 mm, 標点距離 37 mm のクリープ試験片を多数作製した。クリープ中断試験はバネ式マルチプル型クリープ試験機を用い、600°C, 応力 10 kgf/mm²(破断時間: 10, 372 h) にて行い、3000 h から最長 9000 h の範囲で 6 水準の時間 (1 水準につき 5 本の試験片を用いた) でクリープ試験を中断した。なお、クリープ破断試験はシングルレバー式の試験機を用いて行い、クリープ中の伸びも測定した。

受入れ素材から切り出したままの試料 (以下未使用材と呼ぶ) 及びクリープ試験を中断した試料について 600°C での高温引張試験を行い、0.2% 耐力, 引張強さ, 破断伸び及び絞りを求めるとともに硬さ及び密度の測定を行った。なお、密度の測定には直立天秤により試料の空气中及びフタル酸ジエチル中での重さを求め、アルキメデスの原理により未使用材に対する変化を算出した⁷⁾。

また、各中断試料について 600°C, 応力 19 kgf/mm²

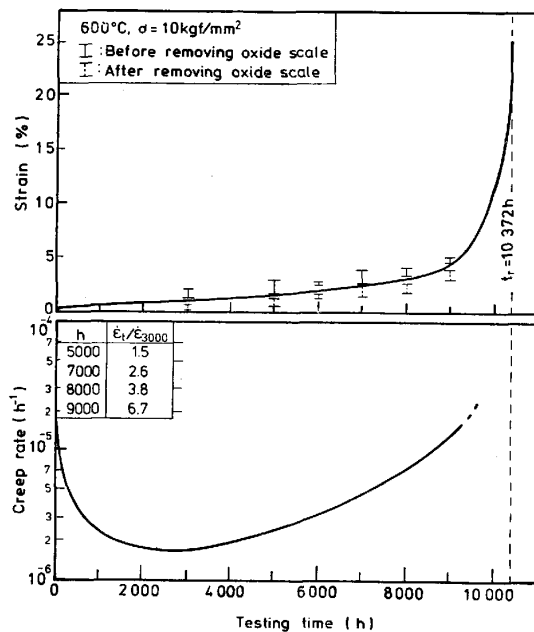


Fig. 1. Creep curve and relation between creep rate and creep testing time.

でのクリープ破断試験をも行つた。

組織観察はおもに走査電顕を用いて行い、一部、光顕及び透過電顕をも用いた。なお、腐食液には 1% 硝酸エチルアルコール溶液及びピクリン酸過飽和のエチルアルコール溶液の 2 種類を用意し、それぞれ単独に用い、あるいは併用した。

3. 実験結果

3.1 クリープ中断試験結果

600°C, 応力 10 kgf/mm² でのクリープ曲線とクリープを中断した試料及び破断材のひずみ[†]を Fig. 1 に示す。試験を中断した各試料 (1 水準につき 5 本) のひずみ量はクリープ曲線とほぼ対応して時間の増加に伴い増大し、破断材では 20% を超える。

クリープ曲線よりクリープ速度-時間曲線を求め Fig. 1 の下図として示し、また、各中断材の中断時におけるクリープ速度についても 3000 h での値に対する割合を算出して下図中にあわせて示す。この鋼種は遷移クリープ領域が非常に長く約 3000 h で最小クリープ速度を示し、これを超えるとクリープ速度は再び増加するため定常域はほとんど認められず、5000~9000 h で試験を中断した試料はいずれも加速クリープ領域にある。また、9000 h で中断した時点でのクリープ速度は 3000 h のものに比べ約 7 倍大きく、クリープ抵抗は大きく減少している。

3.2 クリープに伴う高温引張特性の変化

クリープ変形に伴う材質劣化を静的強度特性の変化の観点から評価するためにクリープ中断試料について

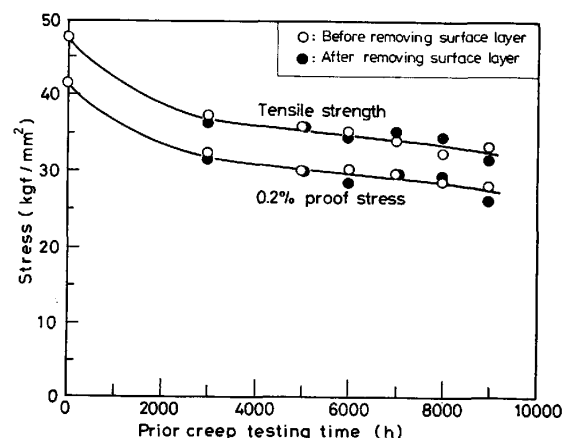


Fig. 2. Variations of 0.2% proof stress and tensile strength at 600°C with prior creep testing time at 600°C-10kgf/mm².

† クリープ試験を中断した各試料の表面はいずれも酸化が激しいため、クリープ伸びはあらかじめ試験片の全長 (l_0) を測定し、試験を中断後、表面酸化層を除く前、後での長さ (それぞれ l' 及び l'') を測定し、ねじ部での変形を無視できるものとして、その差 ($l'-l_0$ あるいは $l''-l_0$) を標点間 (37mm) の伸びとみなした。

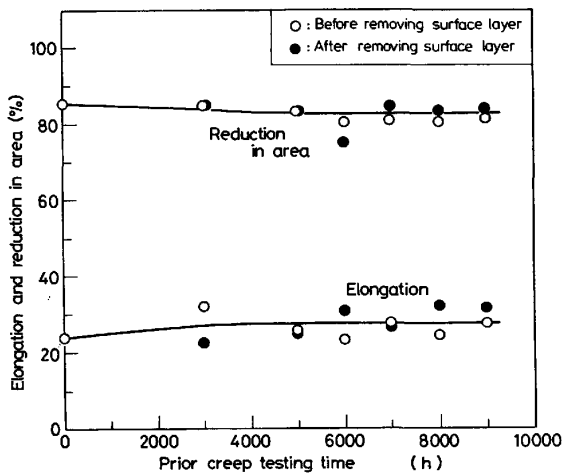


Fig. 3. Variations of elongation and reduction in area at 600°C with prior creep testing time at 600°C -10 kgf/mm².

600°Cでの高温短時間引張試験を行った。Fig. 2にクリープ試験時間の経過に伴う0.2%耐力及び引張強さの変化を示す。なお、中断試料の表面層を約1mm除去した平行部径6mmの試験片について得られた結果を●印で示した。耐力及び引張強さも試験時間の増加に伴い減少するが、減少の程度は3000hまでは大きく、その後はゆるやかである。しかし、破断直前でも両者の減少の程度は小さく、それぞれ35及び30%程度である。なお、試料表面での酸化層の有無による有意差はほとんど認められない。

Fig. 3に高温引張試験後の破断伸び及び絞りを示す。この両者の値はクリープによる変形量を差し引いたものである。破断伸び及び絞りとも試験を中断した時間の長短によらず、未使用材とほぼ同じ値を示し、それぞれ20

及び80%を超える。また、試料表面層を除去しても(●印で示す)、結果にはほとんど差が認められない。

以上の結果より、3000~9000hでのクリープ変形の増加に伴う材料それ自体の短時間引張特性の劣化は小さく、とくに、伸び及び絞りの減少はほとんど認められない。

3.3 クリープに伴う組織変化

3000及び9000hにてクリープを中断した試料の光顕観察組織を未使用材のものとともにPhoto. 1に示す。(a)の未使用材は焼もどしベイナイト組織を呈し、著しく微細である。また、旧オーステナイト粒界は明確には観察できない。(b)の3000h中断試料では旧オーステナイト粒界上の析出相がわずかに成長し、(c)の9000h中断試料では微細な析出粒子の分布密度が場所により異なり、旧オーステナイト粒界上の析出相は粗大化している。なお、空泡及び割れは光顕の範囲では確認できない。

Photo. 1で示した3試料の走査電顕による2次電子像をPhoto. 2に示す。未使用材(a)、3000及び9000h中断材(b及びc)の組織を比較することにより、クリープ試験時間が長くなると旧オーステナイト粒内における粒状炭化物の分布密度はわずかに減少していることがわかる。一方、旧オーステナイト粒界上の炭化物は粗大化し、粒界に沿って粒状炭化物の分布密度の低い領域が形成されている。また、9000h中断材では粒界三重点及び粗大な粒界炭化物の近傍で大きく変形した結晶粒界が認められる。なお、空泡及び割れは3000hの中断試料でも一部認められ、9000h中断試料ではそれらの数も増加している。しかし、大きさは1μm程度と小さく、確認される頻度も非常に少ない。

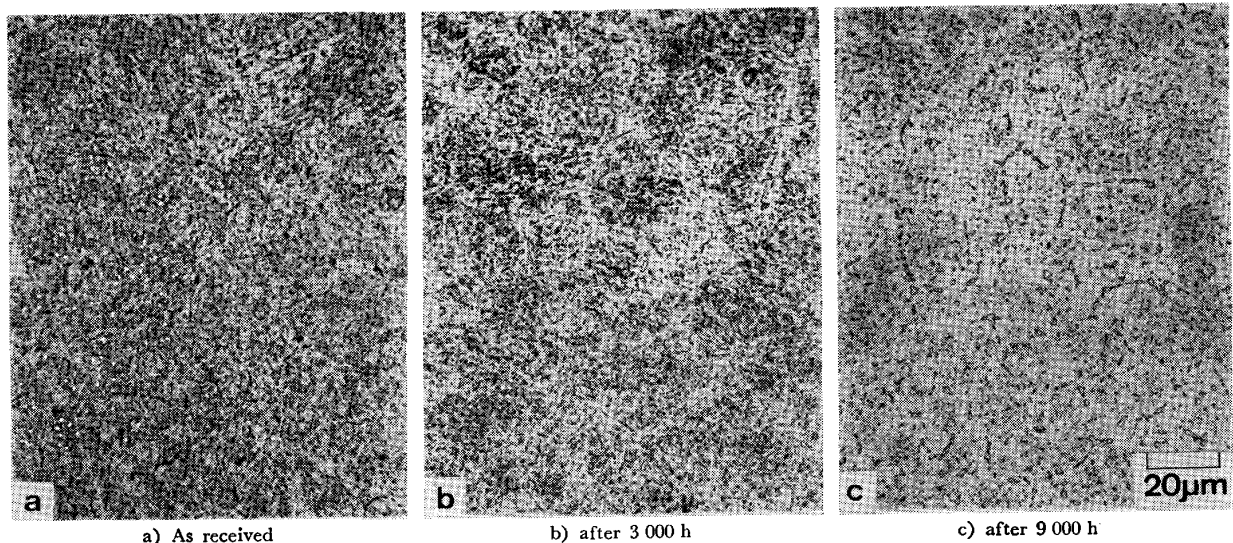


Photo. 1. Optical microstructures of specimens crept at 600°C (σ : 10kgf/mm²).

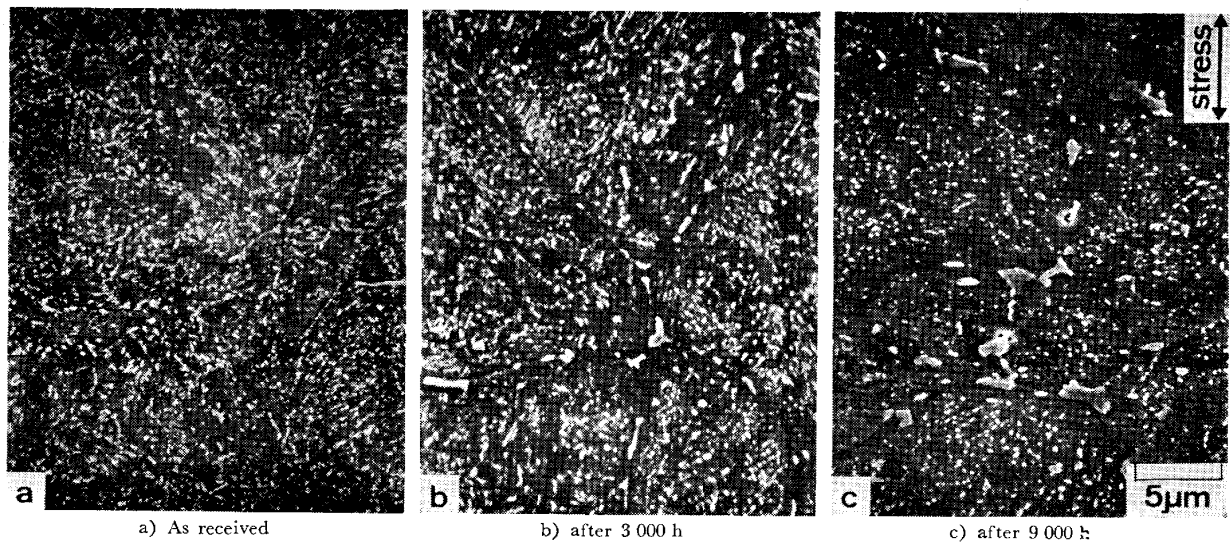


Photo. 2. Scanning electron micrographs of specimens crept at 600°C (σ : 10kgf/mm²).

3.4 クリープに伴う材質劣化をもたらす因子の検討

3.4.1 旧オーステナイト粒内に析出した炭化物の凝集粗大化

前節でクリープ試験時間の経過に伴い旧オーステナイト粒内の粒状炭化物は凝集粗大化することを明らかにした。これら炭化物の粗大化もクリープに伴う材質劣化の重要な因子と考えられる。そこで、両者の関係を半定量的に検討するため、クリープ試験時間の経過に伴う硬さの変化を調べこれを Fig. 4 に示す。なお、応力の影響をほとんど受けない試験片ねじ部の硬さを同図に●印で示した。クリープ試験時間の増加に伴い試料平行部及びねじ部とも硬さは低下し、その程度は平行部の方がわず

かに大きい。両者の差は破断材を除いては僅少である。また、この硬さの低下は 3000 h までの遷移クリープ段階でとくに著しく、3000~9000 h の間では少ない。

以上の硬さ変化は通常の焼もどしの場合と同様の旧オーステナイト粒内における粒状炭化物の凝集粗大化に起因するものと考えられる。そこで、クリープ試験片平行部の走査電顕観察組織より析出炭化物粒子の分布密度を測定し、これのクリープ試験時間に対する変化を求め、Fig. 4 中に併せて示した。旧オーステナイト粒内における炭化物粒子の分布密度は 3000 h までは大きく減少するが、それを超えると加速クリープ領域であるにもかかわらず、試験時間の増加に伴い単調に減少する。この結果は山田ら¹⁴⁾の報告とよく対応している。また、この変化の様子は硬さ及び短時間引張特性のクリープ時間に対する変化とよく類似している。

加速クリープ域での材質劣化については、後節で旧オーステナイト粒界近傍での回復過程の寄与の観点から考

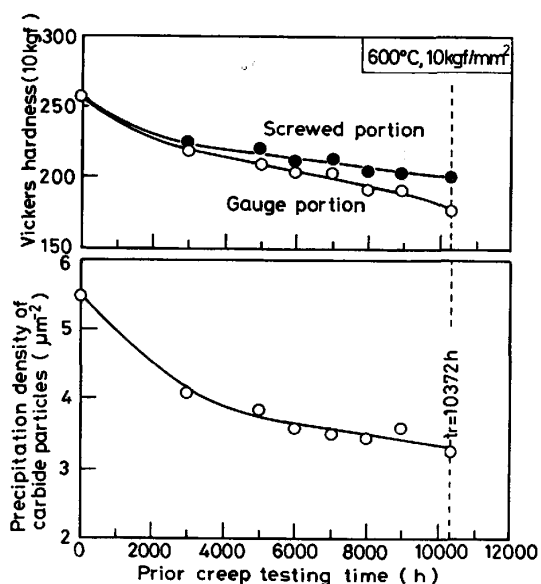


Fig. 4. Variations of hardness and precipitation density of carbide particles within prior austenite grains with prior creep testing time.



Photo. 3. Scanning electron micrograph of cracks associated with non-metallic inclusions found in specimen crept for 9000 h at 600°C (σ : 10kgf/mm²).

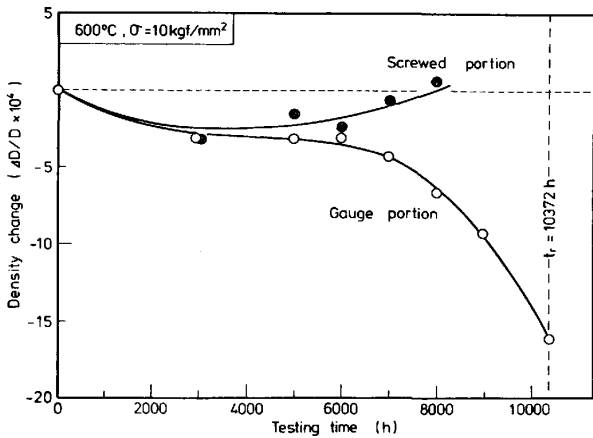


Fig. 5. Variations of density with prior creep testing time.

察するが、少なくとも遷移クリープ段階において見出される材質の劣化は前述のような主として、粒内における炭化物粒子の凝集粗大化に起因するものと考えられ、通常の焼もどしによる軟化と同様の現象とみなすことができよう。

3.4.2 クリープに伴う空泡及び割れの発生, 伝播

走査電顕観察により、空泡及び割れのクリープ時間に伴う変化を調べた。空泡は 3000 h の中断材ですでに観察されたが、その数は非常に少ない。一方、割れは Photo. 3 に示すようにその大半が非金属介在物と素地との界面で認められたが、その数も少ない。しかし、空泡及び割れはクリープ変形における材質劣化の重要な因子であることを示唆した研究報告もある^{6)~8)}。

そこで、クリープ試験を中断した各試料の密度測定を行い、未使用材に対する密度の変化量をクリープ試験時間に対して求め、空泡及び割れの量の経時変化を調べた。その結果を Fig. 5 に示す。なお、単純時効材での密度変化を推定するため、ねじ部での結果を●印で図中に示した。ねじ部での値と比較することによりクリープ試験時間の経過に伴う密度の減少は 6000 h までは小さいが、これを超えると大きいことがわかる。しかし、破断材での変化量は DAY¹⁶⁾が Cr-Mo 鋼の 535~565°C における破断材について測定した変化量に比べ約 1/10 で非常に小さい。また、Fig. 3 に示したように、クリープ試験を中断した試料の高温引張試験後の伸び及び絞りはいくつか減少を示さなかつたことも、空泡の数が少なく、またその大きさも小さいことと関連しているように考えられる。すなわち、本実験の Cr-Mo-V 鋼の場合、クリープによる空泡や割れの生成は比較的少なく、その大きさが非常に小さいため、それらが材料の強度特性を低下させる役割もまたあまり大きくないものといえよう。

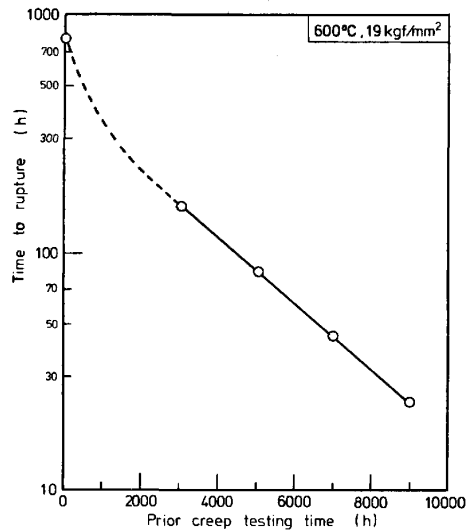


Fig. 6. Relation between time to rupture at 600°C-19 kgf/mm² and prior creep testing time at 600°C-10 kgf/mm².

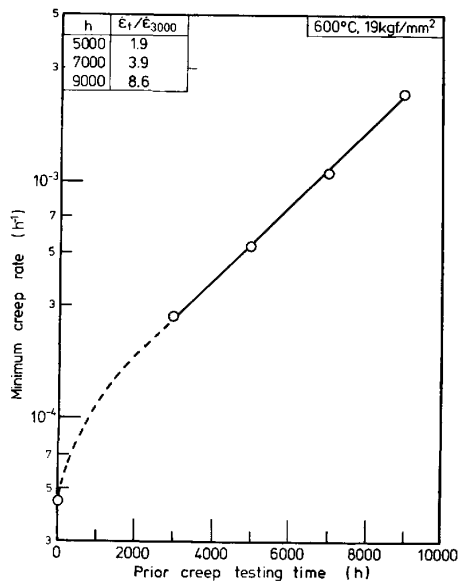


Fig. 7. Relation between minimum creep rate at 600°C-19kgf/mm² and prior creep testing time at 600°C-10kgf/mm².

3.4.3 応力加速クリープ試験による中断材のクリープ抵抗の評価

前述したように短時間の高温引張特性は 3000 h 以上の加速域においてはクリープ変形の増加に伴って大きくは低下しない。しかし、Fig. 1 に示したように 3000 h から 9000 h へとクリープ変形が進行すると、試験中断時におけるクリープ速度は約 7 倍に増加する。このクリープ速度増加の原因としては、クリープ変形に伴う断面積の減少、試料表面での酸化層及び割れの形成なども考えられる。

そこで、これらの因子を除いた試料中心部の本質的な

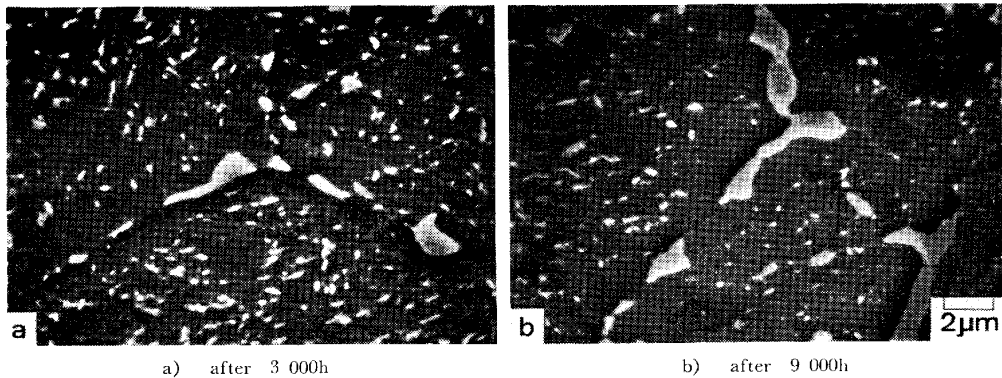


Photo. 4. Scanning electron micrographs of specimens crept for 3 000h and 9 000h at 600° C (σ : 10kgf/mm²).

クリープ損傷がどの程度であるかを明らかにするため、機械加工により試料表面層を約 1 mm の深さまで除去し、試験片平行部径を 6 mm とした試料について応力を 19 kgf/mm² に高めたクリープ破断試験を 600°C で行った。応力を 19 kgf/mm² に高めたのは試験時間節約のためである。各中断試料のこの応力におけるクリープ破断時間を中断までのクリープ試験時間に対してプロットし Fig. 6 に示す。各中断試料の破断時間は中断までの時間に対して一本の直線ではほぼ整理できるが、未使用材の破断時間は各中断試料の値より外挿して推定される値に比べ 2 倍に相当する。また、3 000 h 中断材の破断時間は 9 000 h 中断材の約 7 倍である。

応力 19 kgf/mm² のクリープ試験より求めた各中断試料の最小クリープ速度を中断した試験時間に対して整理し、Fig. 7 に示す。なお、3 000 h 中断材の最小クリープ速度に対する各中断材の最小クリープ速度の比を求め、あわせて同図に示す。図から明らかのように高応力でのクリープ試験における各中断材の最小クリープ速度は破断時間の場合と同様、中断時間に対して一本の直線ではほぼ整理できる。また、3 000 h 中断材に対する各中断材の最小クリープ速度の増加は Fig. 1 の下図中に示した応力 10 kgf/mm² における中断時のクリープ速度の増加とよく対応している。なお、未使用材の最小クリープ速度は他の 5 つの中断材から外挿により求めた値に比べかなり小さい。

以上の結果より、短時間引張試験のような高歪み速度による試験に比べ、クリープ試験によると中断試料のクリープ抵抗の劣化をかなりよく評価できる。また、600°C、応力 10 kgf/mm² のクリープにおける加速クリープ域でのクリープ速度の増加は前述した試料断面積の減少や、試料表面層の酸化、割れのような因子の寄与も多少はあるであろうが、材料のクリープ抵抗それ自体の低下したことに起因するところが大きいものと考えられ

る。なお、未使用材の破断時間及び最小クリープ速度が中断材からの推定値に比べそれぞれより長く、また、小さな値を示した理由としては、応力 10 kgf/mm² のクリープにおいて最小クリープ速度を示した 3 000 h の中断試料及びこれより長時間の中断試料は長時間の応力時効を経て安定な下部組織を形成しているが、未使用材は組織的にいまだ不安定であり、応力を高めた 19 kgf/mm² の試験において 10 kgf/mm² で形成されたものとはかなり異なる下部組織を呈することが考えられる。これは約 10⁴ h の破断応力でのクリープにおいて 3 000 h の長い遷移クリープ域を示したことから十分想像されるところである。この点については今後さらに検討したい。

3.4.4 粒界近傍での微細組織の変化

前節までにおいて、3 000 h 以降の加速クリープ域における急速なクリープ速度の増加は、主として材料それ



Photo. 5. Transmission electron micrograph of specimen as received.



Photo. 6. Transmission electron micrograph of specimen crept at 600°C for 9000h (σ : 10kgf/mm²).

自体のクリープ抵抗の劣化に起因することを明らかにし、また、それが旧オーステナイト粒内での微細な炭化物粒子の凝集粗大化や空泡及び割れの形成だけでは十分には説明できないことを明らかにした。

そこで、組織観察で最も顕著な変化がみられた旧オーステナイト粒界近傍の組織変化について検討する。

3000 及び 9000 h にて中断した試料の走査電顕組織を Photo. 4 に示す。9000 h で中断した試料 (b) は 3000 h で中断した試料 (a) に比べ旧オーステナイト粒界上の炭化物はより粗大化している。また、粒界に沿った炭化物の分布密度が低い領域の幅はさらに広がっている。一方、粗大化した炭化物近傍の旧オーステナイト粒界には著しい変形がみられ、粒界三重点付近では粒界が明確には判別できない。粒界近傍での組織変化をさ

らに詳細に検討するため、未使用材及び 9000 h で中断した試料の透過電顕観察組織をそれぞれ Photo. 5 及び 6 に示す。未使用材 (Photo. 5) では粒界近傍でも転位密度が高く、粒界上の析出相は粒状で細かい。一方、9000 h で中断した試料 (Photo. 6) では粒界近傍での転位密度は非常に減少しており、また、サブグレインの形成も認められ、回復過程が進行していることは明らかである。さらに、粒界析出相は著しく粗大となり、分布状態もまばらなものとなっている。

以上の組織変化をまとめて Fig. 8 に模式的に示す。(a) の未使用材ではほぼ全面が焼もどしベイナイト組織であり、旧オーステナイト粒界は判別し難い。しかし、定常クリープから加速クリープ領域に入り始めるころ (3000 h) には、(b) に示すように旧オーステナイト粒界上の炭化物は粗大化し、粒界に沿って炭化物の分布密度の低い領域も形成される。なお、粒内の微細な炭化物粒子もわずかに粗大化している。クリープ破断直前には (c) に示すように粒界炭化物粒子は塊状となり、粒界移動も目立つようになって、粒界に沿った析出密度の低い領域はさらに広がり、一部にサブグレインも認められるようになる。しかし、粒内の炭化物の粗大化はそれほど著しくはない。このように本研究の組織変化の中では、粒界炭化物の凝集粗大化とその近傍での回復現象が最も顕著に認められた。

以上の結果より、1Cr-1Mo-1/4V 鋼の 600°C クリープでは、変形に伴い粒界炭化物の凝集粗大化がとくに顕著であり、粗大な粒界炭化物の近傍では粒界移動を生じてサブグレインも認められ、また、粒界に沿って微細な炭化物粒子の析出密度の低い領域も現れることから、この材料の加速クリープ段階におけるクリープ損傷の本質的な原因の中で粒界近傍での局所的な回復現象が大きな役割を演じるものと推論される。

4. 結 論

実機の蒸気タービンローター用 1Cr-1Mo-1/4V 鋼が

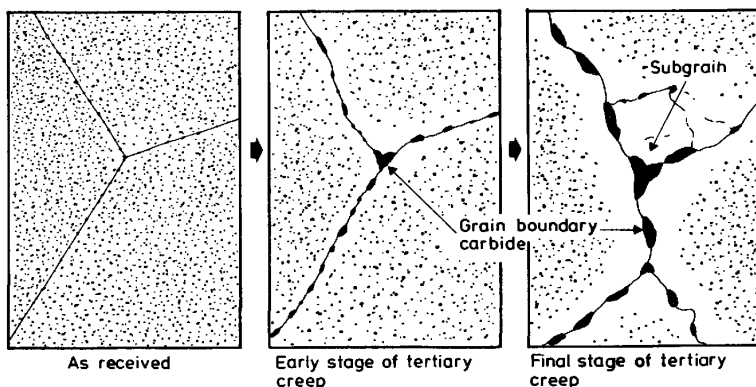


Fig. 8. Schematic representations of microstructural change during creep.

ら切り出した試験片を用いて、600°C で約 10⁴ h にて破断する応力でクリープ中断試験を行い、クリープ変形に伴う高温短時間引張特性及び組織の変化を調べ、空泡及び割れの発生、成長、炭化物の凝集粗大化などの組織因子とクリープ損傷による材質劣化との関係を考察した結果、以下の結論を得た。

(1) 600°C, 10 kgf/mm² でのクリープにおいては定常クリープ域は比較的短く約 3000 h で最小クリープ速度を示し、これを超えると加速クリープ域に入る。

(2) 各クリープ中断試料を同じ 600°C で引張試験した結果、0.2% 耐力と引張強さは中断時間の増加に伴い 3000 h までは大きく減少し、その後はゆるやかな減少を示す。また、伸びと絞りには中断時間によらずほぼ一定の値を示した。

(3) 硬さはクリープ時間の経過に伴って減少するが、3000 h までの減少の割合はやや大きい。この硬さや(2)の引張特性の低下は結晶粒内における炭化物の析出密度の減少とよく対応し、少なくとも遷移クリープ段階では通常の焼もどしによる軟化と同様の現象とみなすことができる。

(4) 密度は 6000 h までわずかに減少するが、クリープ時間が長くなると密度減少の割合は増す。

(5) 粒界での空泡及び割れの生成密度は、9000 h 中断試料でもわずかであり、大きさも小さいため、高温引張試験による伸び、絞りにはほとんど影響を与えない。

(6) 各中断材について応力を 19 kgf/mm² に高めたクリープ破断試験を行つた結果、破断時間及び最小クリープ速度は中断時間の増加に伴いほぼ直線的にそれぞれ減少及び増加する。また、これらの変化の程度が応力 10 kgf/mm² での加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の割合とよく対応している。したがって、加速クリープ域におけるクリープ速度の増加は材料それ自体のクリープ抵抗の低下をもたらす重要な因子であると推論される。

(7) 旧オーステナイト粒内及び粒界の炭化物はクリープ時間の経過とともに凝集、粗大化し、とくに加速ク

リープ段階において粒界での粗大化が顕著である。粒界の粗大炭化物の近傍では細かい粒状炭化物が著しく減少するとともに粒界移動も生じ、回復領域も認められる。

以上の実験結果から、1Cr-1Mo-1/4V 鋼の 600°C_c におけるクリープ損傷は主として通常の焼もどし軟化と同様の①析出炭化物の凝集粗大化による強度低下、②とくに粒界炭化物の著しい粗大化に伴う粒界近傍での局所的な回復現象による強度低下、及び③粒界での空泡及び割れの生成による強度低下の三つに分けられ、遷移クリープ段階では主として①に、加速クリープ段階では主として②に起因し、③は主たる因子ではないと推論される。

文 献

- 1) 中橋昌子, 伊藤昌行, 中村新一, 小松周一, 中山義夫: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 89
- 2) 小松周一, 中村新一, 中橋昌子: 学振 123 委研究報告, 19 (1978), p. 123
- 3) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDEY: JISI, 203 (1965), p. 291
- 4) D. SIDEY, A. M. ABDEL-LATIF, H. J. WESTWOOD, and D. M. R. TAPLIN: Canadian Met. Quarterly, 18 (1979), p. 49
- 5) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mat. Sci. Eng., 47 (1981), p. 151
- 6) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: Met. Sci., 10 (1976), p. 47
- 7) N. SHINYA and S. R. KEOWN: Met. Sci., 13 (1979), p. 89
- 8) B. J. CANE and C. J. MIDDLETON: Met. Sci., 15 (1981), p. 295
- 9) D. A. MILLER and R. PILKINGTON: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1221
- 10) R. PILKINGTON, D. A. MILLER, and D. WORSWICK: Metall. Trans., 12A (1981), p. 173
- 11) B. F. DYSON and D. McLEAN: Met. Sci. J., 6 (1972), p. 220
- 12) R. J. FIELDS, T. WEERASOORYA, and M. F. ASHBY: Metall. Trans., 11A (1980), p. 333
- 13) B. J. CANE: Met. Sci., 13 (1979), p. 287
- 14) 山田政之, 渡辺 修, 小松周一, 中村新一: 学振 123 委研究報告, 22 (1981), p. 1
- 15) D. LANSDALE and P. E. J. FLEWITT: Mat. Sci. Eng., 39 (1979), p. 217
- 16) R. V. DAY: JISI, 203 (1965), p. 279