

© 1985 ISIJ

1Cr-1Mo-1/4V 鋼の 550°C でのクリープ
変形に伴う材質劣化

論文

木村 一弘*・木佐貫哲也*²・小松 周一*³松尾 孝*⁴・田中 良平*⁵Degradation due to Creep Deformation of 1Cr-1Mo-1/4V
Steel at 550°CKazuhiro KIMURA, Tetsuya KISANUKI, Shyuichi KOMATSU,
Takashi MATSUO and Ryohei TANAKA

Synopsis :

Microstructural changes and the degradation of creep resistance due to creep damage have been studied on 1Cr-1Mo-1/4V steel crept for a duration of 9 500 h at 550°C. In particular, the effect of grain boundary void on the creep resistance has been examined on the creep damaged specimens, with and without a reheat treatment.

Metallographic observations have shown three types of microstructural changes with creep deformation: (1) coarsening of the carbide that usually occurs during tempering, (2) formation of voids and cracks, and (3) remarkable recovery in the vicinity of prior austenite grain boundaries.

It is found that the extent of carbide coarsening is a little even in the accelerating creep stage, and the effect of voids on the creep resistance is negligibly small. Progressive loss of the creep resistance is shown to be closely associated with the local recovery in the vicinity of prior austenite grain boundaries.

1. 緒 言

著者らは先に、実機の蒸気タービンローター材である 1Cr-1Mo-1/4V 鋼を用い、600°C において約 10⁴ h で破断する応力 (10 kgf/mm²) でのクリープ中断試験を行って、加速クリープ段階におけるクリープ抵抗の低下は旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復現象と密接に関連することを明らかにしたり、

実機ローターの使用温度は蒸気温度に近いとしても最高 550°C 付近と思われ、10⁵ h 以上の長期にわたるクリープ変形はかなり小さく、したがって応力も数 kgf/mm² 以下であり大きくないと考えられるがクリープ損傷の実態については全く明らかではない。

これまで、この鋼種については 500~600°C、応力 6~40 kgf/mm² の比較的広い条件にわたりクリープ試験を行つたものでも、空泡の発生及び連結をクリープ損傷

の主なる因子とみなした研究が多く^{2)~7)}、また、クリープ変形に伴う空泡の発生頻度は 600°C に比べ 550°C 近くでとくに高いという報告もある²⁾³⁾。さらに、前報¹⁾の 600°C での検討は実機の稼働温度域よりも約 50°C 高いため、550°C においても 600°C で認められた粒界近傍での組織変化が生ずるかどうかは明らかではない。

そこで、本研究では前報¹⁾と同一の試料を用い、550°C において約 10⁴ h で破断する応力でのクリープ中断試験を行い、前報¹⁾と同様、材質劣化をもたらすと考えられる諸因子の変化を調べて、600°C での結果¹⁾と比較、考察する。また、クリープ抵抗に及ぼす空泡の影響を検討するため、クリープを中断した試料に対し、未使用材に施された熱処理と同一条件での再熱処理を施し、応力加速のクリープ試験によつてこれらのクリープ抵抗の変化を調べることも行つて、加速クリープ段階でクリープ抵抗を低下させる組織因子を考察する。

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 3 月 12 日受付 (Received Mar. 12, 1985)

* 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku, Tokyo 152)

*² 東京工業大学大学院 (現: (株)東芝) (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now Toshiba Corp.)

*³ (株)東芝総合研究所 (Research and Development Center, Toshiba Corp.)

*⁴ 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

*⁵ 東京工業大学総合理工学研究科 工博 (Graduate School of Science and Engineering at Nagatsuta, Tokyo Institute of Technology)

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×19h→Fan cooled								
670°C×52h→Furnace cooled								
640°C×23h→Furnace cooled								

Ingot weight: 70 t

2. 実験方法

供試材は前報¹⁾と同一の実機ローター材から切り出した 1Cr-1Mo-1/4V 鋼であり、その化学組成及び熱処理を Table 1 に示す。クリープ中断試験は直径 6 mm、標点距離 30 mm の試験片を準備し、バネ式マルチプル型クリープ試験機を用いて 550°C、応力 22 kgf/mm² (10⁴ h 予想破断応力) で行い、3 000 h から最長 9 500 h まで 7 水準の時間 (1 水準につき 2~4 本の試験片を使用) で試験を中断した。なお、受入素材から切り出したままの試料 (以後、未使用材と呼ぶ) 及び 9 000 h 中断試料 (試験片はそれぞれ 1 及び 2 本) については破断までの試験 (破断時間は未使用材で 11 057 h、中断試料で 9 969 及び 10 802 h) をシングルレバー式クリープ試験機を用いて行つた。

未使用材及びクリープ試験を中断した試料については前報¹⁾と同様に高温引張試験、走査電顕 (SEM) 及び透過電顕 (TEM) による組織観察、硬さ及び密度の測定を行つた。これらの試験方法及びローター材からの試験片素材の採取方法等の詳細は前報¹⁾と同じである。

また、未使用材、各中断試料及びこれらに Table 1 に示す熱処理を再度施した試料について 550°C、応力 28 kgf/mm² (未使用材の破断時間: 765 h) での高応力クリープ試験をも行つた。

3. 実験結果

3.1 クリープ中断試験結果

550°C、応力 22 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(a) に示す。なお、前報¹⁾の 600°C、応力 10 kgf/mm² でのクリープ曲線も同図に破線で示した。試験を中断した各試料のひずみ量は試験時間の増加に伴い増大し、破断材では約 10% の値を示す。また、550°C、9 000 h までの

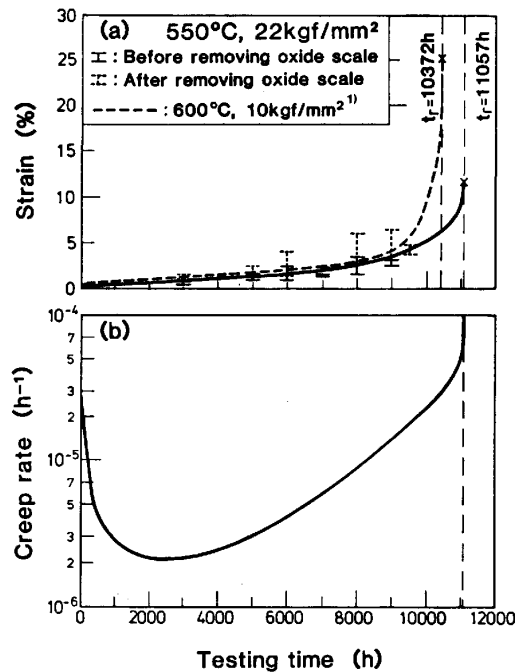


Fig. 1. Creep curve (a) and the relation between the creep rate and the creep testing time (b).

試験時間に対するひずみ量の変化を 600°C の場合と比べると差はほとんど認められないが、破断伸びは 550°C の方がより小さい。

クリープ曲線よりクリープ速度-時間曲線を求め Fig. 1 (b) に示す。前報の 600°C での場合¹⁾と同様、550°C での遷移クリープ段階は約 3 000 h まで続き、最小クリープ速度を示した後、クリープ速度は加速するため定常域はほとんど認められない。したがって、クリープ試験を中断した 5 000~9 500 h の時間域はいずれも加速クリープ段階にある。また、9 000 h では最小クリープ速度の約 10 倍にまでクリープ速度は増大している。

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 550°C での高温短時間引張試験を行つた。Fig. 2 にクリープ試験時間の増加に伴う 0.2% 耐力及び引張強さの変化を示す。耐力及び引張強さとも試験時間の増加に伴い減少し、その程度は 3 000 h までは大きい、その後はゆるやかに減少するため破断直前でも未使用材に対する減少の程度はともに約 20% ほどに過ぎない。これらの結果は前報¹⁾の 600°C での結果とよく対応しているが、9 000 h での減少の程度は 550°C でより小さい。

高温引張試験後の破断伸び及び絞りのクリープ中断試験時間に対する変化を Fig. 3 に示す。なお、両者の値は中断した時点でのクリープによる変形量を差し引い

[†] クリープ中断試料の表面は酸化が著しいため、試験片肩部の酸化皮膜を除去する前と後での長さ (それぞれ l' 及び l'') を測定し、標点距離 l_0 との差 ($l'-l_0$ あるいは $l''-l_0$) を求めこの両方の値を Fig. 1 中に示した。

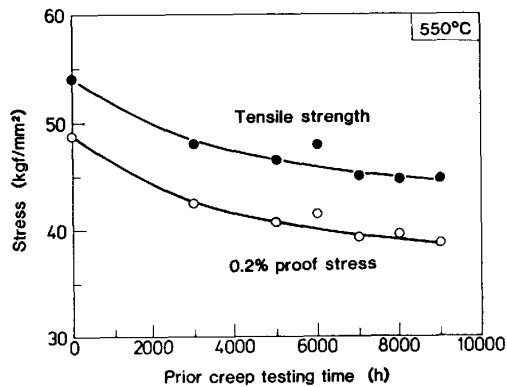


Fig. 2. Variations of the 0.2% proof stress and the tensile strength at 550°C with prior creep testing time at 550°C-22 kgf/mm².

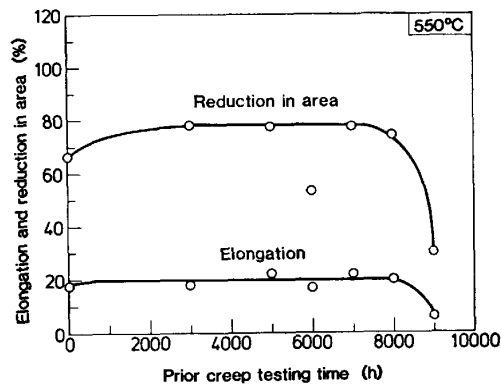


Fig. 3. Variations of the elongation and the reduction in area at 550°C with prior creep testing time at 550°C-22 kgf/mm².

た。破断伸び及び絞りとも 8000 h まではクリープ試験時間の長短によらず、それぞれ約 20 及び 70% の一定値を示すが、9000 h ではともに大きく減少してそれぞれ 6 及び 30% となる。なお、600°C では、9000 h 中断材での伸び及び絞りの大きな低下は認められなかった。

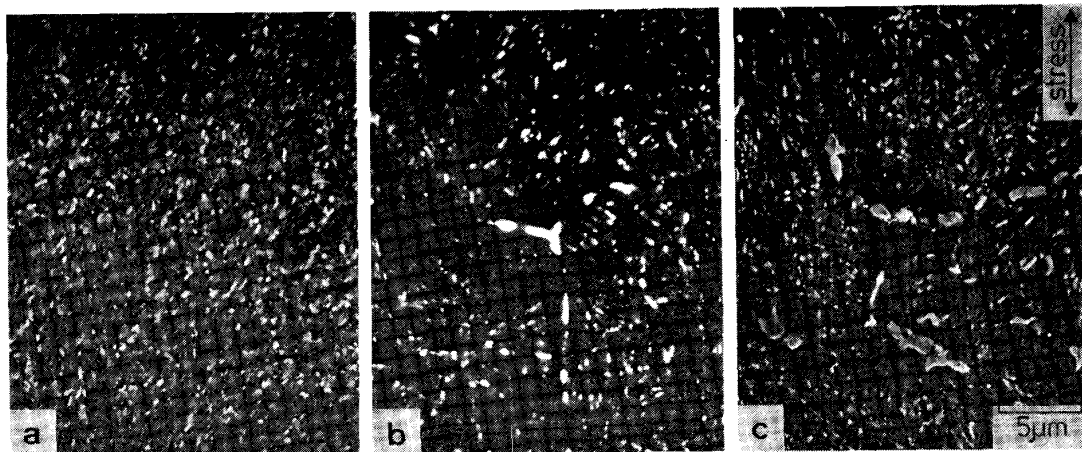
以上の結果より、クリープ変形の増加に伴う短時間引張特性の劣化の程度は 550°C においても小さく、破断直前においてのみ破断延性の著しい低下が認められることがわかる。

3.3 クリープに伴う組織変化

Photo. 1 に未使用材、3000 及び 9000 h にてクリープを中断した試料の走査電顕による 2 次電子像を示す。未使用材 (a) は焼もどしベイナイトの著しく微細な組織を呈し、旧オーステナイト粒界は明確には観察できない。3000 及び 9000 h 中断材 (b 及び c) の組織を比較することにより、クリープ試験時間の増加に伴う粒内炭化物の凝集粗大化に比べ、粒界炭化物の粗大化の程度がより顕著であることがわかる。また、粒界近傍では微細な粒内炭化物の析出密度が低下した領域 (これを前報¹⁾ では回復領域と呼んだ) も認められ、この領域は試験時間の増加に伴い拡大している。しかし、粒界炭化物の粗大化及び回復領域の拡大の程度は 600°C での結果¹⁾ に比べ小さい。なお、後述するように空泡は 3000 h で中断した試料においても確認され、9000 h 中断試料ではそれらの数は増加し、互いに連結して 20 μm 程度の大きさにまで成長したものも一部認められた。また、空泡の発生頻度は前報¹⁾ の 600°C での結果に比べ高いようである。

以上の結果より、クリープ試験時間の増加に伴う主なる組織変化としては以下の三つが重要と思われる。

- i) 粒内の微細な粒状炭化物の凝集粗大化。
- ii) 粒界上に析出した炭化物の顕著な粗大化とこれに伴う粒界近傍での微細炭化物の析出密度が低下した領域 (回復領域) の拡大。
- iii) 粒界上での空泡の発生及び連結。



a) As received

b) after 3000 h

c) after 9000 h

Photo. 1. Scanning electron micrographs of the specimens as received and after creep testing at 550°C-22 kgf/mm².

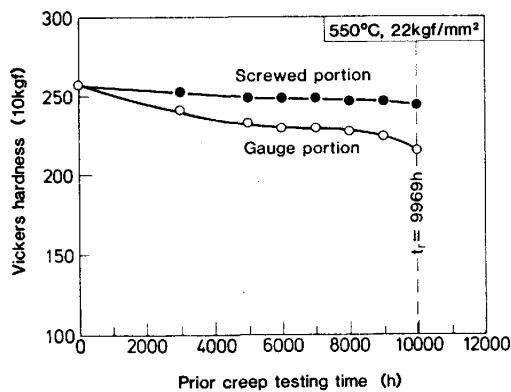


Fig. 4. Changes in hardness of the gauge and the screwed portion of the specimens after creep testing time at 550°C-22 kgf/mm².

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増加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、前報¹⁾と同様、クリープ試験時間の増加に伴う粒内炭化物の凝集粗大化の程度を半定量的に評価するために、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●印で同図に併せて示した。クリープ試験時間の増加に伴い試験ゲージ部及びねじ部とも硬さは低下するが、その程度は試験ゲージ部でより大きい。しかし、硬さは 3000 h までの遷移クリープ域ではやや大きく減少するが、3000~9000 h の加速クリープ域での減少の程度は非常に小さい。したがって、加速クリープ域においては粒内炭化物の凝集粗大化の程度は著しくはないと思われる。また、この変化の様子は Fig. 2 に示した 0.2% 耐力及び引張強さのクリープ時間に対する変化とよく対応している。

3.4.2 クリープに伴う空泡及び割れの発生と伝播

走査電顕観察により空泡及び割れのクリープ時間に伴

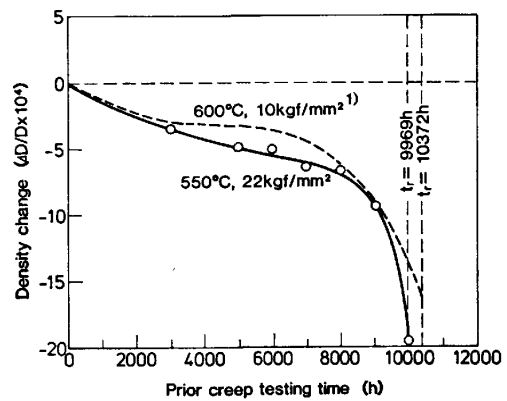


Fig. 5. Changes in density after creep testing time at 550°C-22 kgf/mm² and 600°C-10 kgf/mm².

う変化を調べたところ、空泡は Photo. 2 (a) に示すように 3000 h ですでに認められ、試験時間が長くなるとその数も増加し、9000 h では Photo. 2 (b) に示すように連結した空泡及び割れも認められた。

そこで、クリープ試験を中断した各試料の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 Fig. 5 に示す。密度は 8000 h まではクリープ時間の増加に伴い単調に減少し、8000 h を超えるとその減少の程度は大きくなり、破断材での変化量は約 0.2% である。また、この 5000~7000 h における変化量は 600°C での結果¹⁾に比べてわずかに大きい。Cr-Mo 鋼について DAY²⁾が求めた変化量に比べると約 1/10 であり、非常に小さい。なお、この密度変化は前述の組織観察における空泡の量的な変化と定性的によく対応している。したがって、破断直前の 9000 h 中断試料では空泡の連結及び粗大化が進行し、高温引張試験において著しい破断伸び及び絞りの低下を示したものと思われる。

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、前報¹⁾と同様、550°C においてもクリープ試験を中断した試料では高温短時間引張特性の加

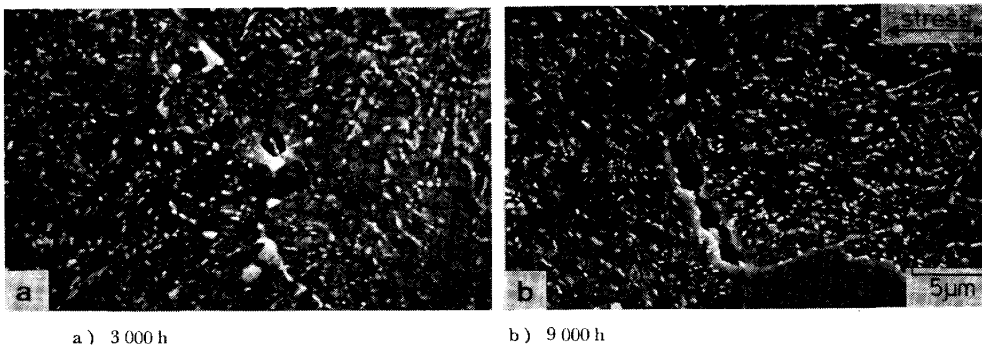


Photo. 2. Scanning electron micrographs after creep testing at 550°C-22 kgf/mm², showing void formation.

速クリープ域に入ってから低下は破断延性の場合を除くと著しく小さい。しかし、Fig. 1 に示したように破断直前の 9000 h 中断時のクリープ速度は最小クリープ速度を示す 3000 h での値に比べ約 10 倍にも増加している。これは試験片の断面減少によるクリープ速度の増分¹²に比べ非常に大きい。

そこで、各クリープ中断試料のクリープ抵抗がどの程度低下しているかを明らかにするために、前報¹⁾と同様、試験片ゲージ部の表面層を約 1 mm 機械加工により除去してゲージ部径を 4 mm とし、550°C で応力を 28 kgf/mm² (未使用材の破断時間: 765 h) に高くしたクリープ破断試験を行った。応力を 28 kgf/mm² に高くしたのは 3000 h を超える長時間のクリープ試験中に形成された組織がそれ以上大きくは変化しないことを考慮したためである。また、550°C での応力-最小クリープ速度曲線において、22~28 kgf/mm² の応力範囲内ではクリープ速度の応力指数 n が変化しないことを確認している。

各中断試料の 550°C、応力 28 kgf/mm² での破断時間及び最小クリープ速度とクリープ中断までの試験時間との関係を Fig. 6 に示す。中断までのクリープ試験時間が長い試料ほど破断時間は短く、大きな最小クリープ速度を示し、9000 h 中断材の破断時間及びクリープ抵抗は未使用材の値の約 1/10 に低下する。

そこで、応力 28 kgf/mm² のクリープ試験における最小クリープ速度と 22 kgf/mm² でのクリープを中断した時点におけるクリープ速度との関係を Fig. 7 に示す。加速クリープ域におけるクリープ速度の増加は高応力クリープ試験における最小クリープ速度の増加とよく対応している。このことから、加速クリープ域におけるクリープ速度の増加は明らかに高温クリープによる材質劣化に起因すると考えられ、その材質劣化は WILLIAMS ら⁹⁾¹⁰⁾ が Cr-Mo-V 鋼について述べているように、なんらかの組織変化と対応すると考えられる。

以上のように、前報¹⁾と同様、クリープ変形に伴う材質劣化は、ひずみ速度の大きい高温引張試験では顕著には認められなかったが、応力を高めたクリープ試験では明確にその変化が認められる。

3.4.4 加速域でのクリープ抵抗の低下に及ぼす空泡の影響

前節では、クリープ変形に伴い材料それ自体のクリープ抵抗が低下していることを明らかにした。前報¹⁾の 600°C での場合にはクリープ抵抗の低下はおもに粒界近

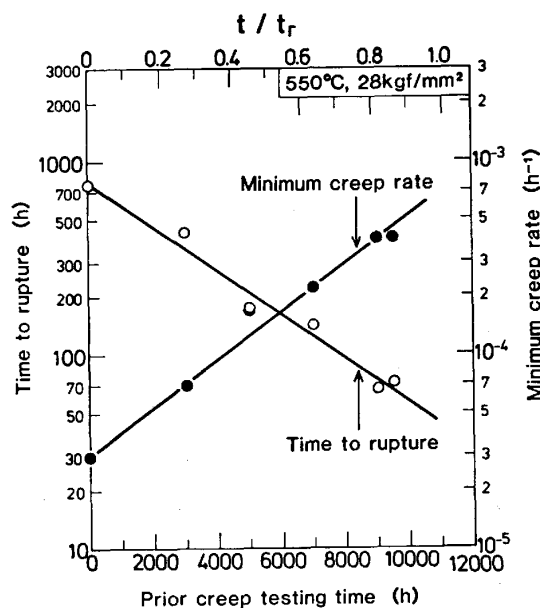


Fig. 6. Variations of the time to rupture and the minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² with the prior creep testing time at 550°C-22 kgf/mm².

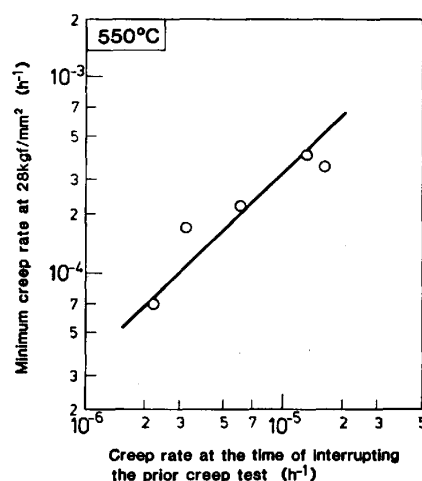


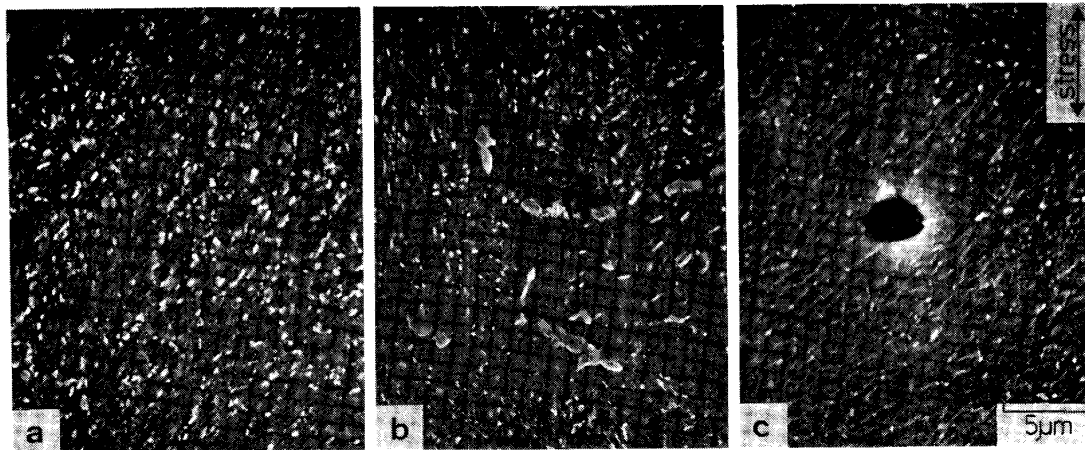
Fig. 7. Relation between the minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² after prior creep testing and the creep rate at the time of interrupting the prior creep test at 550°C-22 kgf/mm².

傍の組織変化に起因すると考えたが、550°Cにおいては前述したように 600°C に比べ空泡の発生が顕著であるためクリープ抵抗に及ぼす空泡の影響をまず検討する必要がある。

そこで、各中断試料について Table 1 に示す条件での再熱処理を施し、未使用材と同様のベイナイト組織に戻した場合、残存した空泡や割れによりクリープ抵抗が低下するかどうかを調べた。

未使用材、9000 h 中断試料及び 9000 h で中断後再熱処理を施した試料の走査電顕組織を Photo. 3 に示

¹² 9000 h でのひずみ量は約 3% であり、応力は 3% 増加するが、この応力増加に伴うクリープ速度の増加はわずかに 1.2 倍程度である。



a) As received

b) 9 000 h

c) As reheat treated to b)

Photo. 3. Scanning electron micrographs of the specimens (a), as received, (b), after creep testing for 9 000 h at 550°C-22 kgf/mm², and (c), as reheat treated after (b).

す。9 000 h 中断試料 (b) では未使用材 (a) に比べて粒内及び粒界上の炭化物はかなり凝集粗大化しているが、再熱処理 (c) を施すことにより、未使用材とほぼ同様の組織が得られる。しかし、再熱処理を施しても空泡はいまだ残存している。なお、再熱処理を施した各中断材の硬さも未使用材 (HV : 258) と同程度の値 (HV : 243~262) であつた。

ところで、STEVENS と FLEWITT⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ はクリーブ破断した Cr-Mo-V 鋼をオーステナイト領域で再熱処理すると、クリーブ変形中に形成されたキャビティの約 80 vol% を消滅させることができると報告している。そこで、再熱処理を施した 9 000 h 中断材について密度を測定したところ、未使用材に対する密度の変化量は -8.9×10^{-4} であり、再熱処理前の値 (-11.4×10^{-4}) の約 80% であるため、空泡の大半は残存していると思われる。STEVENS らの結果⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ と異なるのは、彼らが用いた Cr-Mo-V 鋼は Ti, B を微量含むため、空泡の大半が 0.5 μm 前後の大きさであり、本実験での空泡 (数 μm のものが多く認められる) に比べ非常に小さいことによると思われる。すなわち、空泡の sintering の駆動力は空泡の界面エネルギーに依存する⁽¹³⁾ ので、微小の空泡が短時間で消滅することは容易に理解される。

クリーブ試験を中断した試料に再熱処理を施し、応力 28 kgf/mm² でのクリーブ試験を行い、得られた最小クリーブ速度と中断までのクリーブ試験時間との関係を中断のままの試料で得られた結果と併せて Fig. 8 に示す。再熱処理を施した試料の最小クリーブ速度は試験時間の長短にかかわらず、いずれも未使用材とはほぼ同程度の値を示す。このことより、前述したように再熱処理を施した中断試料でも空泡がいまだ存在することを考慮す

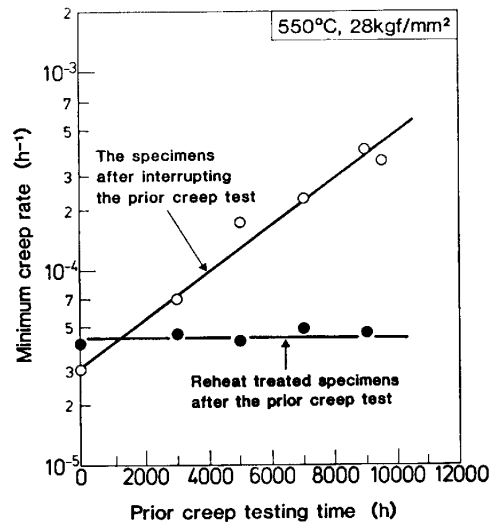


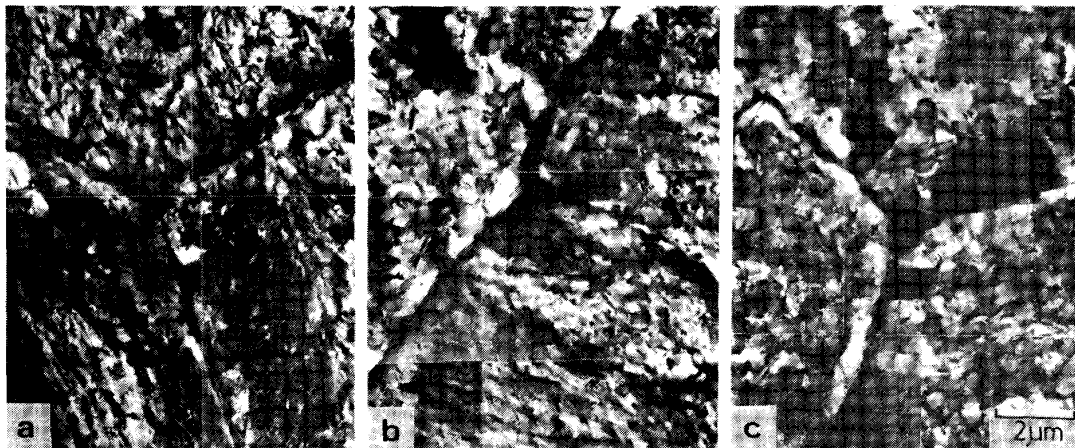
Fig. 8. Changes in minimum creep rate at 550°C -28 kgf/mm² with prior creep testing time at 550°C-22 kgf/mm² for the interrupted specimens and the additionally reheat treated ones.

ると、Cr-Mo-V 鋼の場合、加速クリーブ域における時々刻々のクリーブ抵抗の低下に対して、空泡の発生と成長がその主要な原因ではないものと推論できる。

3.4.5 粒界近傍での回復領域の拡大に伴うクリーブ抵抗の低下

前節までの結果より、550°C のクリーブ変形に伴うクリーブ抵抗の低下は前報⁽¹⁾ の 600°C での結果と同様、粒界近傍での回復領域の増加に関連すると思われる。そこで、本節では両者の関係を詳細に検討する。

Photo. 4 に未使用材、5 000 及び 9 000 h にてクリーブを中断した試料の透過電顕組織を示す。未使用材 (a) では微細なベイナイト組織を呈し、転位密度は非常に高



a) As received

b) 5000 h

c) 9000 h

Photo. 4. Transmission electron micrographs of the specimens as received and after creep testing at 550°C-22kgf/mm².

いが、5000 h 中断試料(b) では粒界に接してサブグレインが形成され、9000 h 中断試料(c) ではサブグレインが粒内へと拡大している。このように、前報⁷⁾の 600°C での場合と同様、550°C でも粒界近傍でサブグレインなどの転位密度の著しく低い領域が形成されている。また、この粒界に接して形成されたサブグレイン領域は Photo. 1 で認められる回復領域とほぼ対応しているものと思われる。

そこで、粒界近傍で局所的に生ずる回復現象を定量的に評価するため、走査電顕(SEM)及び透過電顕(TEM)による組織写真より粒界近傍での回復領域^{†3)}の面積を求め、これを粒界長さで除して平均の幅^{†4)}を算出した。この値のクリープ試験時間の増加に伴う変化を Fig. 9 に示す。クリープ試験時間の増加に伴い回復領域の幅は拡大するが、試験時間が長くなると拡大の程度は加速して、クリープ曲線に対応した変化を示す。また、SEM 観察写真から求めた値は TEM 観察写真での値とよく一致しており、粒界近傍における微細炭化物の析出密度の低い領域とサブグレインなどの転位密度の著しく低い領域とはよく対応していることもわかる。

クリープを中断した各試料の回復領域の幅^{†5)}と高応力クリープ試験における最小クリープ速度との関係を Fig. 10 に示す。最小クリープ速度の増加と回復領域の幅の拡大との間にはほぼ直線的な関係が認められる。し

^{†3)} SEM 観察写真では微細炭化物の析出密度の低い領域を、また、TEM 観察写真ではサブグレイン等の転位密度の低い領域を回復領域として測定した。

^{†4)} 粒界近傍の組織を調べた SEM 及び TEM 観察写真は 3000~10000 倍であり、視野が粒界近傍にかたよるため、上述の面積を粒界長さで割ることにより視野による差を消去することとした。

^{†5)} Fig. 11 では TEM 観察写真より求めた回復領域の幅の値を用いている。

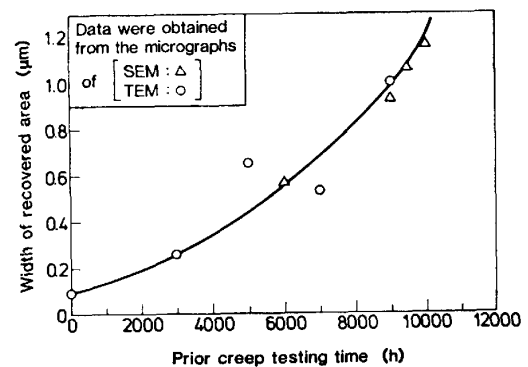


Fig. 9. Changes in width of recovered area with prior creep testing time at 550°C-22 kgf/mm².

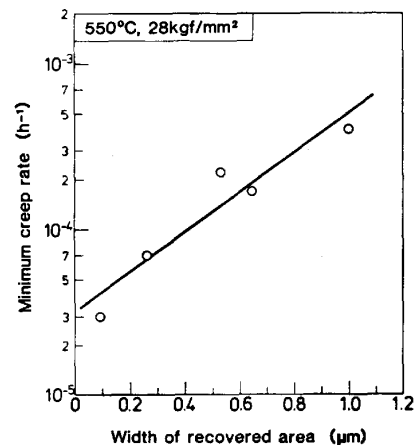


Fig. 10. Relation between the minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² and the width of recovered area for the specimens after prior creep testing at 550°C-22 kgf/mm².

たがって、加速クリープ域における時々刻々のクリープ抵抗の低下は旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復領域の拡大とよく対応している。

以上の結果より、前報¹⁾の 600°C での結果と同様、550°C でも Cr-Mo-V 鋼の加速クリープ域でのクリープ抵抗の低下は、空泡及び割れの発生とは直接的には関係せず、むしろ粒界近傍での加速的な回復現象に起因するものと推論した。

4. 結 論

実機の蒸気タービンローター用 1Cr-1Mo-1/4V 鋼を用い、550°C で約 10⁴ h にて破断する応力でのクリープ中断試験を行い、材質劣化をもたらす可能性の考えられる諸因子の変化を調べて、前報の 600°C での結果¹⁾と比較検討するとともに、クリープを中断した試料に再熱処理を施し、クリープ特性の変化を調べることによりクリープ抵抗に及ぼす空泡の影響を検討して、加速クリープ段階でクリープ抵抗を低下させる組織因子を考察した結果、以下の結論を得た。

(1) 各クリープ中断材についてクリープ試験温度と同じ 550°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 3 000 h までは大きく減少し、その後はゆるやかな減少を示した。また、クリープ破断直前の 9 000 h 中断材においてのみ破断延性の著しい低下が認められた。

(2) 結晶粒内及び粒界の炭化物はクリープ試験時間の増加に伴い凝集粗大化し、とくに粒界炭化物の粗大化の程度が大きく、粒界上の粗大炭化物近傍では微細な粒内炭化物の析出密度は著しく減少する。一方、空泡は 3 000 h 中断試料ですでに認められ、試験時間の増加に伴いその数は増加し、9 000 h では連結した空泡及び割れも認められた。

(3) 硬さはクリープ試験時間の増加に伴い減少するが、3 000 h までの減少の程度が比較的大きく、破断直前でも大きくは減少しない。

(4) 密度は 6 000 h までわずかに減少するが、クリープ試験時間がさらに長くなると大きく減少する。また、550°C での密度の減少量は前報¹⁾の 600°C での結果に比べわずかに大きい。

(5) 各中断試料について応力を高めたクリープ試験を行つたときの最小クリープ速度は、中断までの試験時間が長いものほど大きく、クリープ中断時におけるク

ープ速度の増加とよく対応している。

(6) 各中断試料に再熱処理を施したところ、空泡は残存しているものの、炭化物の析出形態は未使用材とほぼ同様になり、中断までの試験時間の長短によらず同程度のクリープ抵抗を示した。

(7) 旧オーステナイト粒界近傍では転位密度の著しく低い領域が形成されており、この領域は試験時間の増加に伴い拡大し、とくに試験時間が長くなると拡大の程度は加速する。また、この回復領域の拡大は高応力クリープ試験における最小クリープ速度の増加とよく対応している。

(8) 以上の結果より、Cr-Mo-V 鋼の 550°C での加速クリープ域におけるクリープ抵抗の低下、すなわちクリープ損傷は、空泡や割れの発生に起因するものではなく、前報の 600°C での結果¹⁾と同様、粒界近傍における組織の加速的な回復現象と密接に関連するものと推論した。

文 献

- 1) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 565
- 2) N. SHIN-YA and S. R. KEOWN: Met. Sci., 13 (1979), p. 89
- 3) 新谷紀雄, 京野純郎, 横井 信: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 573
- 4) B. J. CANE and C. J. MIDDLETON: Met. Sci., 15 (1981), p. 295
- 5) H. R. TIPLER, L. H. TAYLOR, G. B. THOMAS, J. WILLIAMSON, G. D. BRANCH and B. E. HOPKINS: Met. Technol., 2 (1975), p. 206
- 6) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: Met. Sci., 10 (1976), p. 47
- 7) 篠田隆之, 松尾 孝, 田中良平, 清水 勝: 鉄と鋼, 62 (1976), S 724
- 8) R. V. DAY: JISI, 203 (1965), p. 279
- 9) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mater. Sci. Eng., 28 (1977), p. 289
- 10) K. R. WILLIAMS and B. J. CANE: Mater. Sci. Eng., 38 (1979), p. 199
- 11) R. A. STEVENS and P. E. J. FLEWITT: Metall. Trans., 14A (1983), p. 679
- 12) R. A. STEVENS and P. E. J. FLEWITT: Metall. Trans., 15A (1984), p. 707
- 13) D. HULL and D. E. RIMMER: Phil. Mag., 4 (1959), p. 673