

論 文

1Cr-1Mo-1/4V 鋼の高温における材質劣化に
及ぼす応力の影響木村 一弘*・松尾 孝*²・菊池 実*²・田中 良平*³The Effect of Stress on Degradation of 1Cr-1Mo-1/4V Steel at
Elevated Temperatures

Kazuhiro KIMURA, Takashi MATSUO, Makoto KIKUCHI and Ryohei TANAKA

Synopsis :

The creep tests for the specimens aged and stress-aged in the temperature range from 550 to 700°C have been carried out at 550°C-28 kgf/mm² to determine quantitatively the degree of degradation of a 1Cr-1Mo-1/4V steel. The decrease in creep resistance due to aging has been discussed in terms of two microstructural changes: (i) a homogeneous change; the coarsening of intragranular carbides, and (ii) a heterogeneous change; the formation of subgrains or ferrite grains along prior austenite grain boundaries.

When the stress-aged specimens were compared with the specimens aged without stress at the same hardness level, the creep resistance of the former was substantially lower than that of the latter and the amount of subgrains or ferrite grains for the former was significantly greater than that for the latter. The decrease in the creep resistance was proportional to the increase in the width of recovered area, which was defined as a parameter representing the amount of subgrains or ferrite grains along the prior austenite grain boundaries.

The loss of the creep resistance during elevated temperature exposure is caused not by the homogeneous microstructural change of the carbide coarsening, but by the marked local recovery along the prior austenite grain boundaries.

1. 緒 言

著者らは、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、550 及び 600°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、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し、空泡の形成にはほとんど依存しないことを明らかにしてきた¹⁾²⁾。

これまで、Cr-Mo-V 鋼がすぐれたクリープ強さを有するのは炭化物の微細均一な分散析出によると考えられていたので、炭化物の凝集粗大化による軟化現象がこの鋼のクリープ強さを低下させる主要な因子であると考え、クリープ変形に伴う炭化物の種類、大きさ及び分布密度等の変化を詳細に調べた研究報告が多い^{3)~13)}。

これに対して、これまで、著者らは、クリープ変形に伴う硬さの低下がわずかであることから、粒内炭化物の粗大化がクリープ抵抗の低下に対する寄与はむしろ少な

く、応力負荷によつて粒界近傍で局所的に生ずるサブグレインの形成等の回復現象がより重要であると報告してきた。しかし、このような粒界近傍における回復現象が材質劣化の主因であることを立証するためには、その回復現象が応力により大きく加速されるものであること、また、粒内での炭化物粗大化がクリープ抵抗の低下に及ぼす効果は比較的小さいものであることなどを実験的に明確にする必要がある。

そこで、本研究では前報までと同一の試料を用い、前報 I¹⁾及び前報 II²⁾よりも温度を高めた 650°C でのクリープ中断試験を行うとともに、700 及び 650°C での単純時効材を作製し、すでに報告した 550 及び 600°C でのクリープ中断試料（以後、応力時効材と呼ぶ）をも用いて、高温時効に伴う組織及びクリープ特性の変化が応力の有無によつてどのように異なるのかを系統的に調べ、Cr-Mo-V 鋼のクリープ抵抗を低下させる組織因子について定量的な検討を行う。

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 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 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

*³ 東京工業大学総合理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering at Nagatsuda, 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 I 及び II で使用した 1Cr-1Mo-1/4V 鋼であり、これは実機の蒸気タービンローター材から切り出したものである。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 650°C、応力 3 kgf/mm² (実測の破断時間 : 14 319 h) で行い、3 000 h から最長 6 000 h まで 4 水準の時間で試験を中断した。また、応力時効材としては前報 I 及び前報 II で行つた 600°C、応力 10 kgf/mm² 及び 550°C、応力 22 kgf/mm² でのクリープ中断試験も用いた。単純時効は 650 及び 700°C でそれぞれ最長 10⁴ 及び 3×10³ h まで行つた。

これら各時効材及び受け入れ素材から切り出したままの試料 (以後、未使用材と呼ぶ) についてはクリープ抵抗の低下の程度を調べるため試験温度の中では最も低い 550°C を選び、未使用材の破断時間が約 1 000 h となるように、応力を 28 kgf/mm² に高めたクリープ試験 (以後、高応力クリープ試験と呼ぶ) も行つた。

組織観察には走査電顕及び透過電顕を用いた。なお、走査電顕観察用試料の腐食液にはナイトル (1% 硝酸エチルアルコール溶液) とピクラル (ピクリン酸飽和エチルアルコール溶液) を併用し、また、透過電顕観察用の薄膜試料は 10% 過塩素酸エチルアルコール溶液を用いて双ジェット法により電解研磨 (2 A/cm²) して作製した。また、一部の時効材については 10% 塩酸エチルアルコール溶液を用いて電解抽出残渣を採取し、ディフラクトメーターの X 線回折により析出相を同定した。さらに、X 線回折ピークの半価幅測定も行つたが、それには CrK_{α1} 線による (211) 面からの反射を用いた。硬さ試験にはビッカース硬さ試験機を用い、荷重 10 kgf で行つた。

3. 実験結果及び考察

3.1 クリープ中断試験

本研究で行つたクリープ中断試験条件である 650°C、

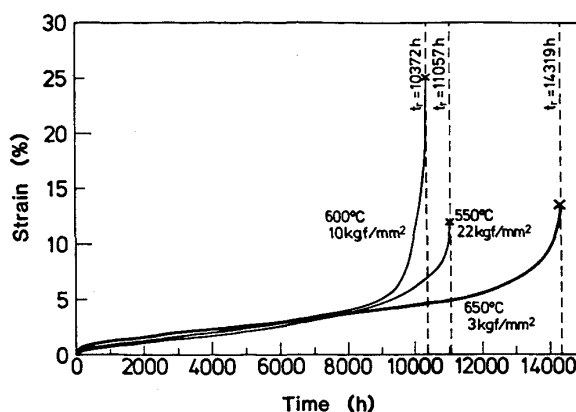


Fig. 1. Creep curves of Cr-Mo-V steel at 650, 600 and 550°C.

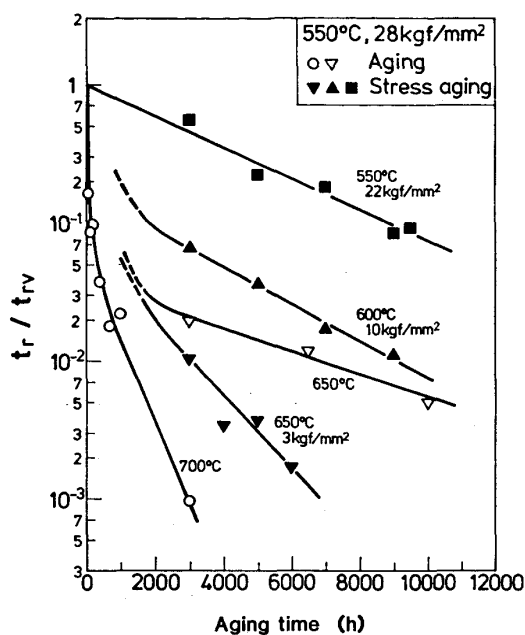
応力 3 kgf/mm² でのクリープ曲線を Fig. 1 に示す。同図には 600°C、応力 10 kgf/mm² 及び 550°C、応力 22 kgf/mm² での曲線も細線¹⁾²⁾ で示した。650°C での試験時間に対するひずみ量の変化は、550 及び 600°C での曲線における変化とほぼ同様であるが、破断材でのひずみ量は約 15% であり、600°C での値に比べ小さい。また、650°C、応力 3 kgf/mm² でのクリープ試験を中断した 3 000~6 000 h の時間域でクリープ歪は 2~3% 程度であり、加速クリープ域の初期段階であることを確認している。なお、クリープ中断試験片は 600 及び 550°C での応力時効材と同様、試料平行部の表面層を機械加工により約 1 mm 切削して以下の実験に供した。

3.2 高応力クリープ試験

各条件で時効を行つた試料のクリープ特性がそれぞれの時効処理によつてどの程度低下したかを調べるため、550°C、応力 28 kgf/mm² でのクリープ破断試験を行つた。

各時効材の 550°C、応力 28 kgf/mm² での破断時間と未使用材のそれとの比を求めて、時効時間に対して図示したのが Fig. 2 である。時効温度が高く、時効時間が長い試料ほど破断時間は短い。また、650°C での単純時効材と応力時効材とを比較すると、応力時効材の方が破断時間の減少の程度はより大きいことがわかる。なお、700°C、3 000 h 単純時効材及び 650°C、6 000 h 応力時効材の破断時間は未使用材の約 1/1 000 にまで短くなる。

550°C、応力 28 kgf/mm² の高応力クリープ試験での各時効材の最小クリープ速度と未使用材のそれとの比 (以後、 $\dot{\epsilon}_m/\dot{\epsilon}_{mv}$ で表す) を求め、これと時効時間との関係を Fig. 3 に示す。時効温度が高く、時効時間が長い試料ほど大きな最小クリープ速度を示し、クリープ抵

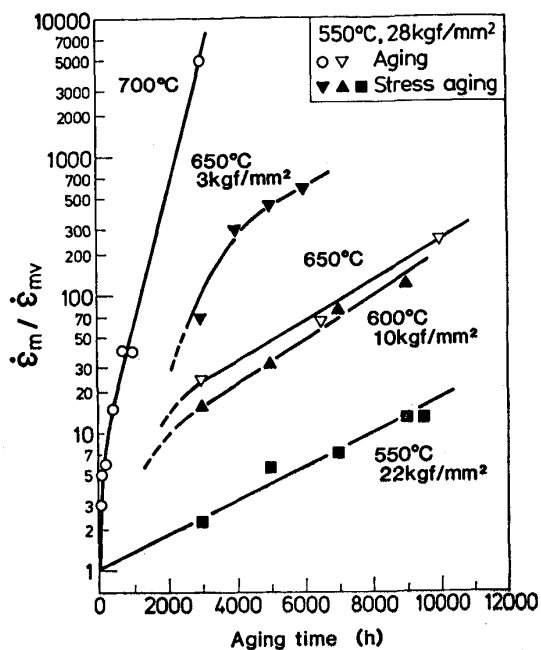


t_r : Time to rupture
 t_{rv} : Time to rupture of as received specimen

Fig. 2. Changes in time to rupture at 550°C-28 kgf/mm² of the 1Cr-1Mo-1/4V steel subjected to prior aging under various conditions.

抗は明らかに低下している。700°C, 3000h 単純時効材ではクリープ速度は 5000 倍にも増加する。また, 650°Cでの単純及び応力時効材の比較より, クリープ抵抗の低下は応力時効材でより大きいことがわかる。

3.3 高温時効による強度低下に及ぼす応力負荷の影響
 前節において, 時効温度及び時効時間が同程度であつ



$\dot{\epsilon}_m$: Minimum creep rate
 $\dot{\epsilon}_{mv}$: Minimum creep rate of as received specimen

Fig. 3. Changes in minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² of the 1Cr-1Mo-1/4V steel subjected to prior aging under various conditions.

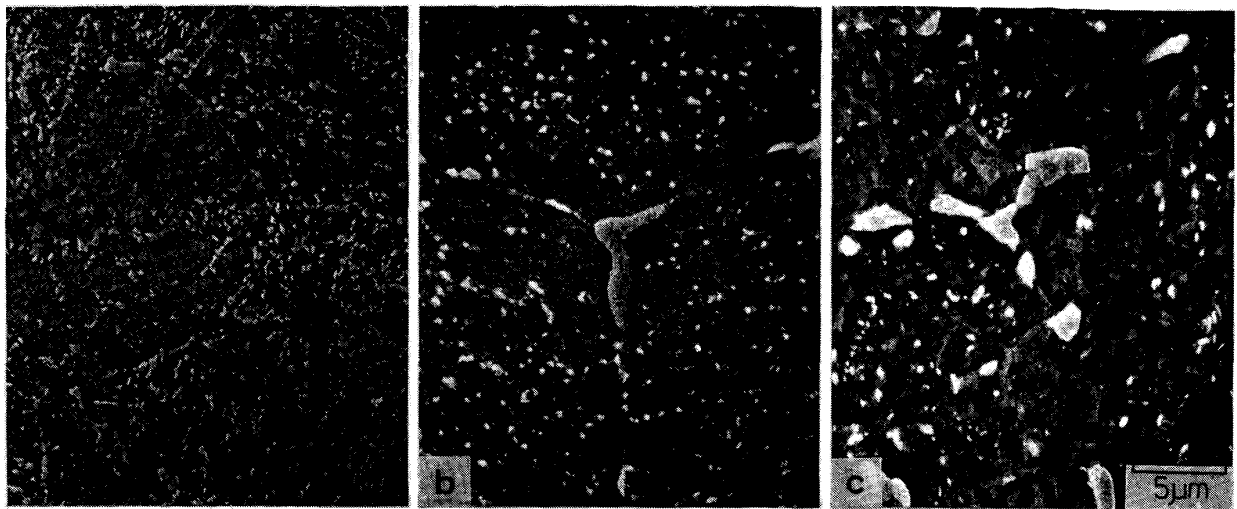
ても単純時効材に比べ応力時効材で破断時間及びクリープ抵抗の低下はより大きいことが明らかとなつた。そこで, 本節では時効に伴う組織変化を調べ, 応力の有無による差を明らかにして, その結果とクリープ抵抗との関係を検討する。

まず, 時効温度の違いにより析出相の種類が変化する

Table 2. Comparison of X-ray diffraction data of precipitates extracted from both specimens after stress aging for 9000 h at 550°C-22 kgf/mm² and aging for 1000 h at 700°C.

550°C, 22kgf/mm ² 9000h		700°C, 1000h		V ₄ C ₃ *		Mo ₂ C**		Cr ₂₃ C ₆ ***		Fe ₃ C****					
d _{obs.}	I _{obs.}	d _{obs.}	I _{obs.}	d	I/I ₀	d	I/I ₀	d	I/I ₀	d	I/I ₀				
2.635	219	2.637	80	2.40	100	2.60	20	2.66	30	2.54	5				
2.575	444	2.575	371												
2.412	589	2.387	1018												
2.357	1699	2.352	614												
2.257	1340	2.259	1199												
2.194	196	2.216	393												
2.153	1741	2.152	390												
2.110	300	2.108	1053												
2.087	620	2.069	1148												
2.029	4741	2.031	1755												
1.993	120	1.978	1021	2.07	100	1.75	16	2.17	50	2.10	60				
												1.864	1198	1.871	610
												1.803	119	1.852	579
												1.781	1051	1.803	123
												1.757	424	1.781	235
												1.667	216	1.762	371
												1.607	215	1.684	256
												1.589	473	1.641	114
												1.486	450	1.589	243
												1.474	281	1.511	164
1.474	281	1.477	200	1.47	50	1.503	12	2.05	100	2.02	60				
												1.486	450	2.01	100
												1.474	281	1.97	55
												1.486	450	1.87	30
												1.474	281	1.85	40
												1.486	450	1.76	15
												1.474	281	1.68	15
												1.486	450	1.61	7
												1.474	281	1.58	20
												1.486	450	1.49	5
1.474	281	1.48	5												

*: Representative ASTM Card, 1-1159
 **: Representative ASTM Card, 11-680
 ***: Representative ASTM Card, 14-407
 ****: Representative ASTM Card, 6-0688

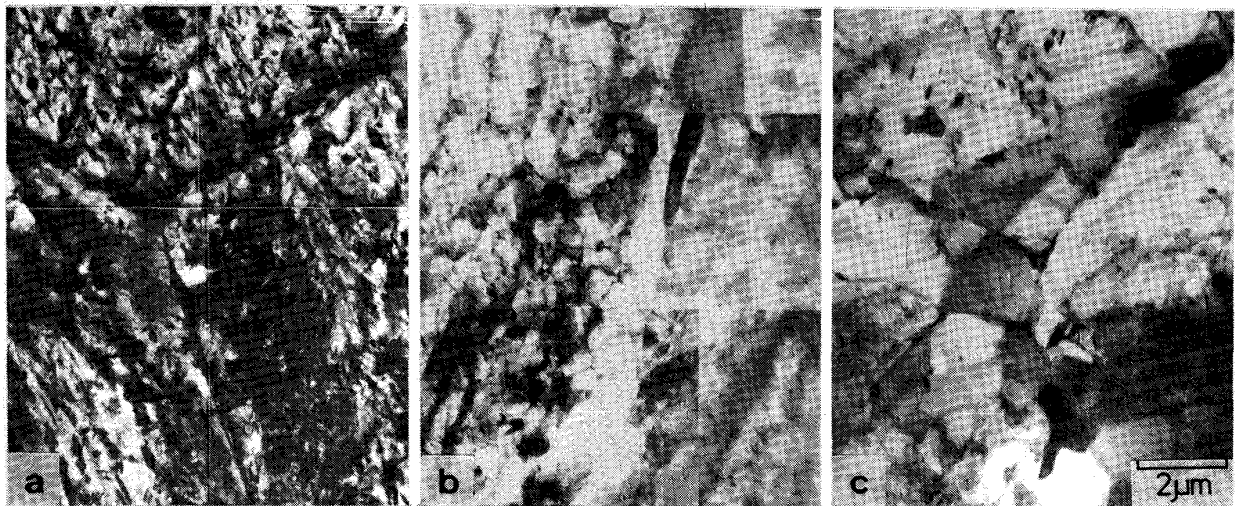


a) As received

b) 650°C, 6500 h

c) 650°C, 3 kgf/mm², 6000 h

Photo. 1. Scanning electron micrographs of the specimens as received, a), aged, b), and stress aged, c).



a) As received

b) 650°C, 6500 h

c) 650°C, 3 kgf/mm², 6000 h

Photo. 2. Transmission electron micrographs of the specimens as received, a), aged, b), and stress aged, c).

かどうかを調べた。最も温度の低い 550°C での 9000 h 応力時効材と最も温度の高い 700°C での 1000 h 単純時効材から採取した電解抽出残渣の X線回折結果を Table 2 に示す。両時効材において炭化物 V_4C_3 , Mo_2C , $Cr_{23}C_6$ 及び Fe_3C が確認され、550°C から 700°C の温度範囲内で析出相の種類に特別な差は認められない。

次に、時効組織の応力の有無による違いを明らかにするため、未使用材、650°C での 6500 h 単純時効材及び 6000 h 応力時効材の走査電顕組織を Photo. 1 に示す。未使用材 (a) に比べ単純時効材 (b) 及び応力時効材 (c) の粒内及び粒界炭化物はともに粗大化しているが、その程度は応力時効材で著しい。

Photo. 1 と同一試料の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。未使用材 (a) と比較すると両時効材 (b 及び c) の粒内及び粒界炭化物は粗大化し、転位密度も減少している。また、これらの組織変化は応力時効材でとくに大きい。

さらに、各時効材について微細組織の回復の程度を半定量的に評価するために、硬さ測定を行った。各時効材の時効時間の増加に伴う硬さの変化を Fig. 4 に示す。この図において、550 及び 600°C 単純時効材での値はクリープ中断試験片のねじ部のものであり★印を付して示した。各時効材とも時効時間の増加に伴い硬さは減少し、その程度は時効温度が高いものほど、また、同一時効温度では単純時効材に比べ応力時効材で大きい。この

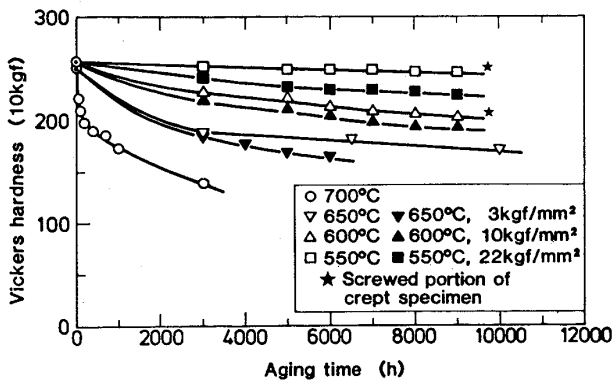


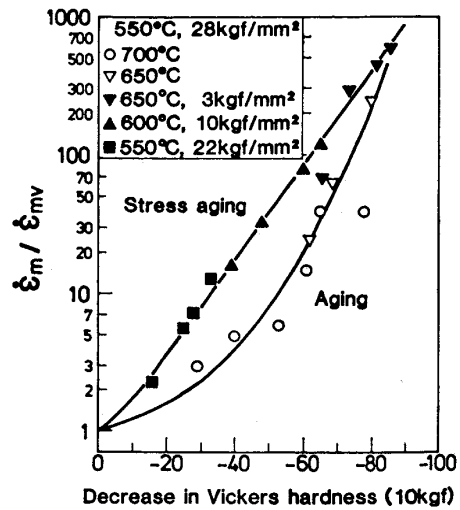
Fig. 4. Hardness decrease with aging under various conditions.

ように、炭化物の粗大化及び転位密度の減少などの微細組織の回復は、硬さの減少と定性的にはよく対応している。

従来、Cr-Mo-V 鋼の高温時効に伴う強度低下は微細組織、とくに炭化物の粗大化に起因すると理解されてきた。この観点から高温時効による硬さの低下量を材質劣化のパラメーターとみなし、両者の関係を検討した報告もいくつかある^{8)10)14)~16)}。

そこで、本研究においても、前述した各時効材の 550°C、応力 28 kgf/mm² における $\dot{\epsilon}_m/\dot{\epsilon}_{mv}$ と硬さの低下量との関係を求め、Fig. 5 に示す。硬さの低下量が大きな時効材ほど大きな最小クリープ速度を示し、クリープ抵抗は低下している。しかし、単純時効材に比べ応力時効材は相対的に大きな最小クリープ速度を示す。硬さの低下量が HV 約 60 を超える程度に大きくなると両時効材での差は小さくなるが、この図から明らかなように、単純時効材と応力時効材とで、硬さ低下は同じでもクリープ抵抗は大きく異なる。

このことから、硬さの低下量は Cr-Mo-V 鋼のクリープ抵抗の低下を一義的に決めるパラメーターとしては使用できないことが知られる。同一の硬さであつても単



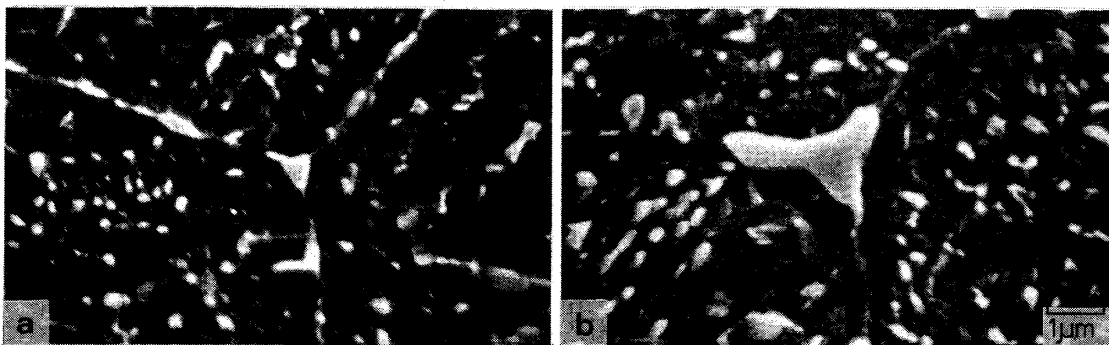
$\dot{\epsilon}_m$: Minimum creep rate
 $\dot{\epsilon}_{mv}$: Minimum creep rate of as received specimen

Fig. 5. Relation between the minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² and the decrease in Vickers hardness.

純時効材に比べ応力時効材のクリープ抵抗が小さいのは硬さだけでは評価できない組織的な差があるためと思われる。そこで、硬さが同程度である単純時効材と応力時効材の組織を比較、検討する。

受入れ材に比べて硬さの低下量が同程度 (HV 約 30) である 700°C、50 h 単純時効材と 550°C、9000 h 応力時効材の走査電顕組織を Photo. 3 に示す。粒内炭化物の粗大化の程度に大きな差は認められないが、応力時効材 (b) では粒界炭化物の凝集粗大化の程度が単純時効材 (a) に比べ著しく、また、粒界炭化物は大きく、炭化物のない粒界の割合も増大している。

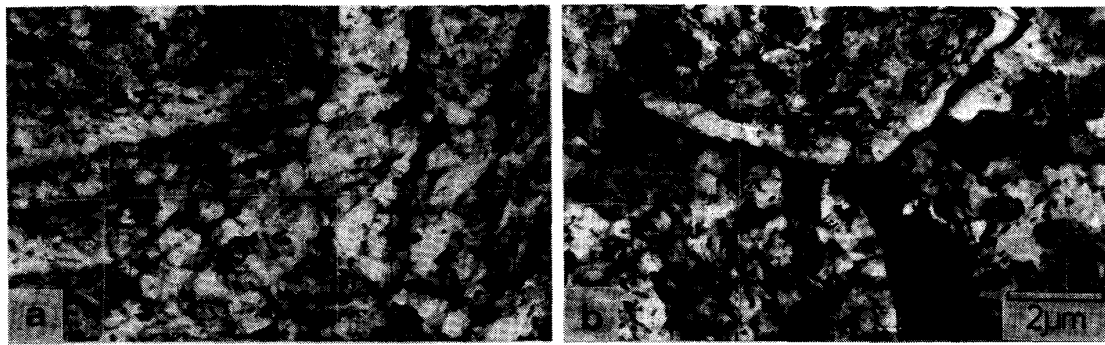
Photo. 3 と同一試料の透過電顕組織を Photo. 4 に示す。両時効材の粒内で認められる焼もどしベイナイトの形態には大きな差はないが、単純時効材 (a) に比べ応力時効材 (b) の粒界炭化物はより粗大である。また、粒界近傍における転位密度の低いサブグレイン化し



a) 700°C, 50 h

b) 550°C, 22 kgf/mm², 9000 h

Photo. 3. Scanning electron micrographs of the specimens aged, a), and stress aged, b).



a) 700°C, 50 h

b) 550°C, 22 kgf/mm², 9 000 h

Photo. 4. Transmission electron micrographs of the specimens aged, a), and stress aged, b).

た領域は単純時効材でも明らかに認められるが、応力時効材で著しく広い。

以上の組織観察結果から、旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復現象は応力負荷により大きく加速されており、この組織変化が応力時効材のクリープ抵抗を著しく低下させた要因と思われるが、この点については次節でさらに検討する。

3.4 粒界近傍での局所的な回復現象のクリープ抵抗に及ぼす効果

前節では、応力負荷により粒内に比べて旧オーステナイト粒界近傍での組織変化が促進され、ここで局所的に生じた回復領域がクリープ抵抗を著しく低下させているものと推論した。そこで、本節では粒界近傍での局所的な回復現象とクリープ抵抗の低下との関係について定量的な検討を行う。

粒界近傍で局所的に生ずる回復現象の程度を評価する

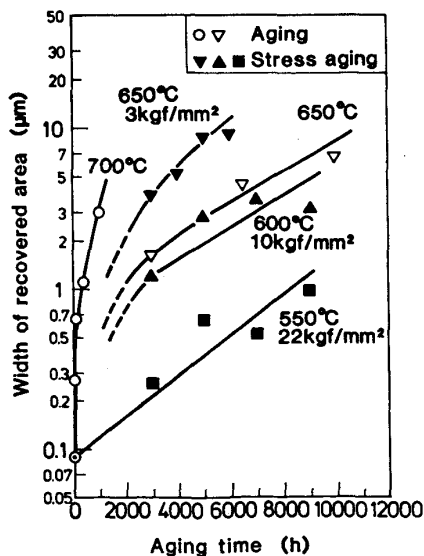
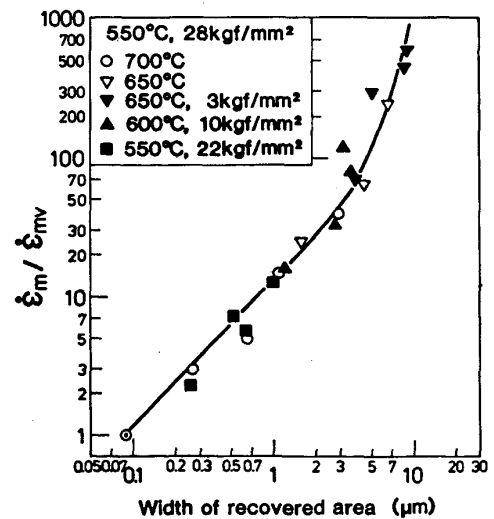


Fig. 6. Variation of the width of recovered area with aging time under various conditions.

ため、前報Ⅱと同様、透過電顕組織写真より粒界近傍に形成されたサブグレインなどの転位密度の著しく低い領域の面積を求め、これを粒界長さで除して平均の幅（以後、回復領域の幅と呼ぶ）を算出した。この値の時効時間の増加に伴う変化を Fig. 6 に示す。回復領域の幅は時効時間の増加に伴い拡大しており、その程度は高温側で、また応力負荷のもので大きい。さらに、この変化の様子は Fig. 3 に示した高応力クリープ試験での最小クリープ速度の時効時間に伴う変化とよく対応している。

各時効材の 550°C, 応力 28 kgf/mm² における $\dot{\epsilon}_m/\dot{\epsilon}_{mv}$ と回復領域の幅との関係を Fig. 7 に示す。最小クリープ速度の増加、すなわち、クリープ抵抗の低下は回復領域の幅の拡大とよく対応しており、両者の関係は時効温度の高低及び応力負荷の有無を問わず、一本の曲線で整理され明瞭な相関が認められる。とくに、回復領域の幅



$\dot{\epsilon}_m$: Minimum creep rate

$\dot{\epsilon}_{mv}$: Minimum creep rate of as received specimen

Fig. 7. Relation between the minimum creep rate at 550°C-28 kgf/mm² and the width of recovered area.

が約 $5 \mu\text{m}$ 以下では両者の関係は勾配 1 の直線で整理でき、クリープ抵抗は回復領域の幅に比例することを示している。また、回復領域の幅が約 $5 \mu\text{m}$ を超えるとクリープ抵抗は著しく低下するようになる。本供試鋼の旧オーステナイト粒径は約 $20 \mu\text{m}$ であるので、回復領域の幅が $5 \mu\text{m}$ 以上にまで拡大すると、この領域が粒内の半分、あるいはそれ以上を占めるようになり、粒界近傍での局所的な組織変化ではなくなるため、クリープ抵抗の低下の割合が増したと思われる。

以上のことから、高温時効に伴うクリープ抵抗の低下は粒界近傍での回復領域の拡大によつて一義的に決められており、この粒界近傍での回復現象が Cr-Mo-V 鋼のクリープ抵抗を低下させる主なる組織因子であると結論される。

3.5 X 線回折ピークの半価幅

前節では、粒界近傍での局所的な回復領域の拡大がクリープ抵抗を低下させる主なる組織因子であることを明らかにした。したがつて、粒界近傍で生じた局所的な回復領域の程度を非破壊的に測定できれば、長期間使用した Cr-Mo-V 鋼の余寿命を推定する上で有用な指針が得られると思われる。

ところで、これまでにも Cr-Mo-V 鋼に関して転位組織の回復の程度を評価するために、X線回折ピークの半価幅を測定した報告がある⁸⁾¹⁷⁾。また、前節で明らかにしたこの鋼の主なる劣化因子である粒界近傍での回復領域では転位密度が著しく減少している。そこで、半価幅の変化で粒界近傍での局所的な回復現象の程度を評価できるかどうかを検討する。

各時効材の (211) 回折線から求めた半価幅と粒界近傍での局所的な回復領域の幅との関係を Fig. 8 に示す。回復領域の幅の拡大に伴い半価幅は減少する傾向を

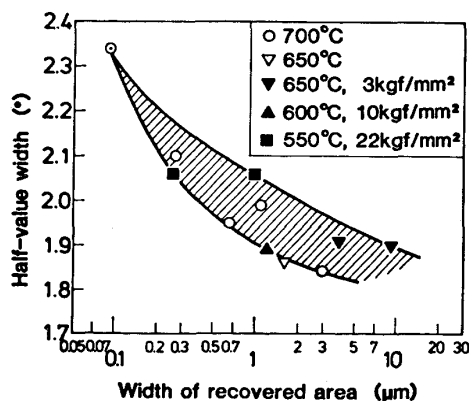


Fig. 8. Relation between the half-value width obtained by X-ray method using (211) α peak and the width of recovered area.

示す。しかし、半価幅は回復領域の幅が狭い範囲(低温、短時間側)では大きく減少しているが、高温、長時間側、すなわち回復領域の幅が広い範囲ではその変化は非常に小さくなり、ばらつきも大きくなる。そのため、余寿命推定で実用上問題となる数 μm 程度の回復領域の幅を半価幅で精度よく評価することができない。前述したように Cr-Mo-V 鋼の高温時効に伴うクリープ抵抗の低下は、試料全面での組織変化によるのではなく、旧オーステナイト粒界近傍での局所的な顕著な組織変化に起因する。半価幅は試料全面の平均的な組織変化量に対応するために、上述の局所的な組織変化を半価幅で評価することが困難なことを示唆している。したがつて、半価幅は余寿命推定の有用なパラメーターではないと結論される。

以上の結果より、Cr-Mo-V 鋼の高温時効に伴うクリープ抵抗の低下は、粒内での炭化物の凝集粗大化に強く依存するのではなく、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる回復現象に起因すること、また、応力負荷はこの局所的な回復現象を著しく加速することを明らかにした。また、X線回折ピークの半価幅から粒界近傍での局所的な回復の程度を評価し、余寿命を推定することは実用上不可能であることを示唆した。

4. 結 論

実機蒸気タービンローター材から切り出した 1Cr-1Mo-1/4V 鋼について 650°C でのクリープ中断試験による応力時効材と 700 及び 650°C での単純時効材を作製し、さらに前報 I 及び前報 II で報告した 600 及び 550°C での応力時効材をも用いて、高温時効に伴う組織及びクリープ特性の変化が応力の有無によつてどのように異なるのかを系統的に調べ、Cr-Mo-V 鋼の高温使用がクリープ抵抗を低下させる組織因子について定量的な検討を行つた結果、以下の結論を得た。

(1) 各時効材について 550°C 、応力 28 kgf/mm^2 でのクリープ試験を行つた結果、時効温度が高く、時効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す。また、時効温度及び時間が同じ試料でも、単純時効材に比べ応力時効材の破断時間及びクリープ抵抗は著しく低下する。

(2) 高温時効により炭化物の粗大化及び転位組織の回復も起こるが、その程度は単純時効材に比べ応力時効材で大きい。

(3) 硬さは時効時間の増加に伴い減少するが、その程度は時効温度が高いものほど、また、同一時効温度でも単純時効材に比べ応力時効材で大きい。

(4) 時効による硬さの低下量が同程度の試料であっても単純時効材に比べ応力時効材のクリープ抵抗は著しく小さい。したがって、時効によるクリープ抵抗の低下の度合を硬さの低下のみで評価することはできない。

(5) 旧オーステナイト粒界近傍で局所的に進行する転位組織の回復の程度は時効温度が高いほど大きく、また、応力時効材でとくに顕著である。

(6) 各時効材の 550°C -28 kgf/mm² での最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と受入れまま材のそれ $\dot{\epsilon}_{mv}$ との比 $\dot{\epsilon}_m/\dot{\epsilon}_{mv}$ と粒界近傍での局所的な回復領域の幅とはよく対応しており、時効温度の高低及び応力負荷の有無を問わず、ほぼ一本の線で整理できる。

(7) 以上の結果より、Cr-Mo-V 鋼の高温時効に伴うクリープ抵抗の低下は粒内での炭化物の凝集粗大化にはあまり依存せず、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に進行する回復現象に起因すること、また、応力負荷はこの局所的な回復現象を著しく加速する。したがって、この粒界近傍の局所的な回復領域の幅はクリープによる材質劣化を定量的に評価するための有力な手段として利用できよう。

(8) 一方、X線回折ピークの半価幅によつて上記の局所的な回復の程度を評価し余寿命を推定することは、実用上不可能であると結論された。

最後に、本実験に協力された千葉工業大学、工学部学生(現・日鍛バルブ)六浦満夫氏に深く感謝します。なお、本研究の一部は科学技術庁、科学振興調整費によつたことを付記して、謝意を表します。

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) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1803
- 3) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE and M. P. SIDBY: JISI, 203 (1965), p. 291
- 4) M. C. MURPHY and G. D. BRANCH: JISI, 207 (1969), p. 291
- 5) G. L. DUNLOP and R. W. H. HONEYCOMBE: Met. Sci., 10 (1976), p. 124
- 6) 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
- 7) 小松周一, 中村新一, 中橋昌子: 学振 123 委研究報告, 19 (1978), p. 123
- 8) 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
- 9) C. J. BOLTON, B. F. DYSON and K. R. WILLIAMS: Mater. Sci. Eng., 46 (1980), p. 231
- 10) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mater. Sci. Eng., 47 (1981), p. 151
- 11) D. A. MILLER, W. J. PLUMBRIDGE and R. A. BARTLETT: Met. Sci., 15 (1981), p. 413
- 12) J. M. SILCOCK: Met. Sci., 17 (1983), p. 101
- 13) R. B. CARRUTHERS and M. J. COLLINS: Met. Sci., 17 (1983), p. 107
- 14) R. M. GOLDHOFF and D. A. WOODFORD: ASTM STP 515 (1972), p. 89
- 15) F. W. WERNER, T. W. EICHELBERGER and E. K. MANN: Trans. ASM, 52 (1960), p. 376
- 16) 深沢美治, 天野景隆, 河合光雄, 村松正光: 学振 123 委研究報告, 19 (1978), p. 283
- 17) 京野純郎, 新谷紀雄, 今井義雄, 九島秀昭: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1426