

# 複合型発電プラント蒸気タービンロータ用高純度9% CrMoV鋼のクリープ疲労特性に及ぼす熱時効の影響

牛 立斌\*・大門 真人\*<sup>2</sup>・東 司\*<sup>3</sup>・酒井 吉弘\*<sup>4</sup>・小林 光征\*・高久 啓\*

Ageing Effect on Creep-fatigue Properties of Super-clean 9% CrMoV Steel for Steam Turbine Rotors of Combined Cycle Power Plants

Li-Bin NIU, Masato OKADO, Tsukasa AZUMA, Yoshihiro SAKAI, Mitsuyuki KOBAYASHI and Hiroshi TAKAKU

**Synopsis** : Focusing on the heating degradation of material properties, which is one of the main factors controlling the lives of steam turbine rotors of power plants, the ageing effect on the creep-fatigue properties of a newly developed super-clean 9% CrMoV steel was investigated in this work, comparing with that of the present 1% CrMoV steel for high-pressure steam turbine rotors. Creep-fatigue tests for the as-received steels and their aged materials were mainly conducted at 566°C in air.

The creep-fatigue strengths of the two as-received steels show almost the same values. Although the decreasing of creep-fatigue strengths of the aged 1% CrMoV steel is extremely remarkable due to heating degradation, that of the aged super-clean 9% CrMoV steel is very small. By observing the fracture surfaces and the longitudinal sections of the creep-fatigue ruptured specimens, and basing on the microstructural changes, the effects of ageing treatments on the creep-fatigue strengths are discussed. From the viewpoint of creep-fatigue strength, the super-clean 9% CrMoV steel will be a very promising rotor material for the ageing corresponded to the long-term service.

**Key words**: super-clean 9% CrMoV steel; 1% CrMoV steel; steam turbine rotor; creep-fatigue; ageing effect.

## 1. 緒言

近年、火力発電プラントにおいては、蒸気タービンとガスタービンとの組み合わせによって発電効率の向上を図る方式、すなわち、ガスタービン発電の廃熱を蒸気タービンの駆動力に利用する複合型発電（コンバインドサイクル型発電）が普及しつつある<sup>1)</sup>。そのなかでも、保守点検の容易さ、蒸気タービン部のコンパクト化等の観点から高压部と低压部とを一体化した高低圧一体型蒸気タービンロータの使用が注目を集めている。

上記のような状況のもと、高低圧一体型ロータ材として高純度9% CrMoV鋼が新規に開発された。この鋼は従来の鋼に比べて良好な強度-韌性バランスを有し、また、クリープ強度も高いため高低圧一体型ロータ材としての材料特性を具備する<sup>2-4)</sup>。しかし、本材料の長時間のクリープ疲労特性やプラントの長時間供用による熱劣化挙動などのデータ・知見はまだ十分には整備されていない状況にある。

本研究では、蒸気タービンロータの寿命支配因子の一つである熱劣化に焦点を当て、高純度9% CrMoV鋼に対する熱時効処理を行い、実機使用最高温度の566°Cでクリープ

疲労試験を行った。比較のため、現用高压ロータ材の1% CrMoV鋼に対しても同様に熱時効処理およびクリープ疲労試験を行った。クリープ疲労試験後の試験片の破面や縦断面の観察を詳細に行うことにより、また、金属微細組織の変化に基づき、クリープ疲労強度に及ぼす熱時効の影響を検討した。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材ならびに熱処理

本研究では新規に開発された高純度9% CrMoV鋼を用いた。この供試鋼は実機サイズの試作高低圧一体型ロータの高压部φ1200表層より切り出したものである（以下、切り出し材をAS0鋼と称する）。また、比較鋼として、現用1% CrMoV鋼製の実機高压ロータの軸受余長部より切り出した鋼を用いた（以下、BS0鋼と称する）。Table 1に高純度9% CrMoV鋼と1% CrMoV鋼の化学成分を示す。AS0鋼（受領材）は、ロータの調質処理として1075°Cに均一加熱後の油焼入れを施した後に580°Cおよび650°Cから炉冷の2回の焼戻しを行った熱履歴を有する。また、BS0鋼（受領材）はロータとして970°Cから衝風空冷の焼入れを施し

平成15年2月3日受付 平成15年3月20日受理 (Received on Feb. 3, 2003; Accepted on Mar. 20, 2003)

\* 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

\*<sup>2</sup> 信州大学大学院生 (現: (株)トステム) (Graduate Student, Shinshu University, now Tostem Corp.)

\*<sup>3</sup> (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Lab., The Japan Steel Works Co., Ltd.)

\*<sup>4</sup> 富士電機 (株) 電機システムカンパニー (Energy & Electric Systems Company, Fuji Electric Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the steels used.

Steel	mass%									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	
AS0	0.15	0.09	0.09	0.004	0.0005	1.21	9.69	0.05	1.35	
BS0	0.30	0.08	0.78	0.005	0.0025	0.54	1.16	0.06	1.37	

V	Nb	Al	As	Sn	Sb	N	O
0.22	0.05	<0.005	0.003	0.003	0.0009	0.0397	0.0012
0.27	—	—	0.004	0.004	—	—	—

AS0 : Surface material of a trial rotor (Super-clean 9%CrMoV steel)

BS0 : Surface material of a present rotor (1%CrMoV steel)

た後に670°Cから炉冷の焼戻しを行った熱履歴を有する。

本研究では蒸気タービンロータの使用壽命支配因子の一つである熱劣化に焦点を当て、AS0鋼およびBS0鋼に実機蒸気の最高温度566°Cで10万時間の使用に相当する加速的な時効処理を施した。熱時効処理の条件は以下のHollomonら<sup>5)</sup>やLarsonら<sup>6)</sup>が提案した温度-時間パラメータを参考にして決定した<sup>7)</sup>。

$$T(C + \log t) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $T$ は絶対温度、 $C$ は材料定数および $t$ は時間である。また、材料定数 $C$ はAS0鋼に関しては25を、BS0鋼に関しては20を用いた<sup>8)</sup>。本研究では高温加熱によるベース金属組織(AS0鋼は焼戻しマルテンサイト、BS0鋼では焼戻しベイナイト)の急変を避けるため、できるだけ低温(630°C)の長時間の時効処理を行った。すなわち、AS0鋼に対しては630°Cで748h保持した後の炉冷、また、BS0鋼に対しては630°Cで1691h保持した後の炉冷である。それぞれの熱時効材をAS1鋼およびBS1鋼とする。これらの時効材、ならびに、受領材(AS0鋼、BS0鋼)に関して、微細組織観察、硬さ試験や引張試験および下記のクリープ疲労試験を行った。

2.2 実験方法

クリープ疲労試験は、標点間距離50mm、直径10mmの丸棒試験片を使用し(Fig. 1)、汎用ダイナミックサーボ疲労試験機(最大荷重±98kN、鷺宮製作所)を用いて行った。試験条件はFig. 2(a)に示すような台形波形を用いて、応力比 $R=0.1$ (引張り-引張り)の荷重制御方式で、最大荷重保持時間を100s、荷重の増加速度および減少速度はひずみ速度を $10^{-3}/s$ としたため $7.7 \times 10^2 N/s$ と設定した。試験は実機使用の最高蒸気温度である566°Cで行った。試験温度は、試験片平行部の中央付近に取り付けた熱電対により±1°Cに制御した。また、本研究ではクリープ疲労試験により得られた結果をクリープ効果と疲労効果の両方を比較検討するため、高純度9%CrMoV鋼の受領材AS0鋼および熱時効材AS1鋼に対してFig. 2(b)に示した三角応力波形による疲労試験も行った。試験は最大荷重保持時間を0とし、それ以外の試験方法・条件は上記のクリープ疲労試験と同

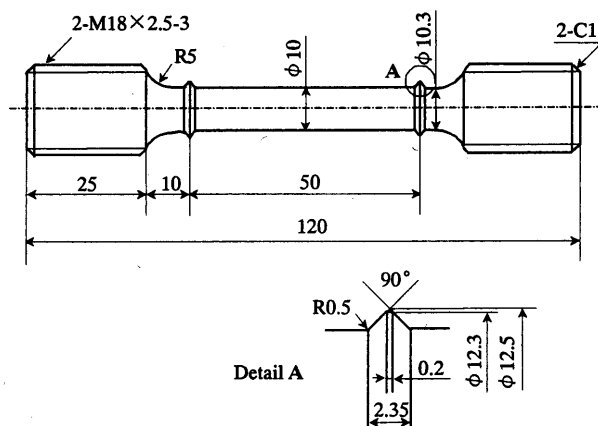


Fig. 1. Specimen geometry for creep-fatigue test.

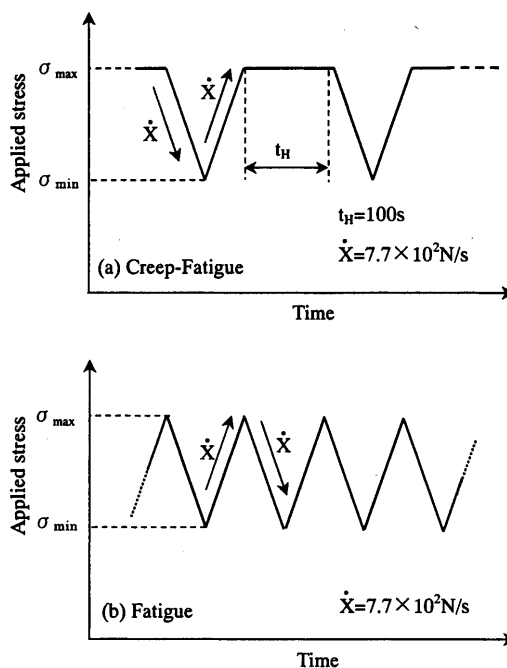


Fig. 2. Stress waveforms for creep-fatigue (a) and fatigue (b) tests.

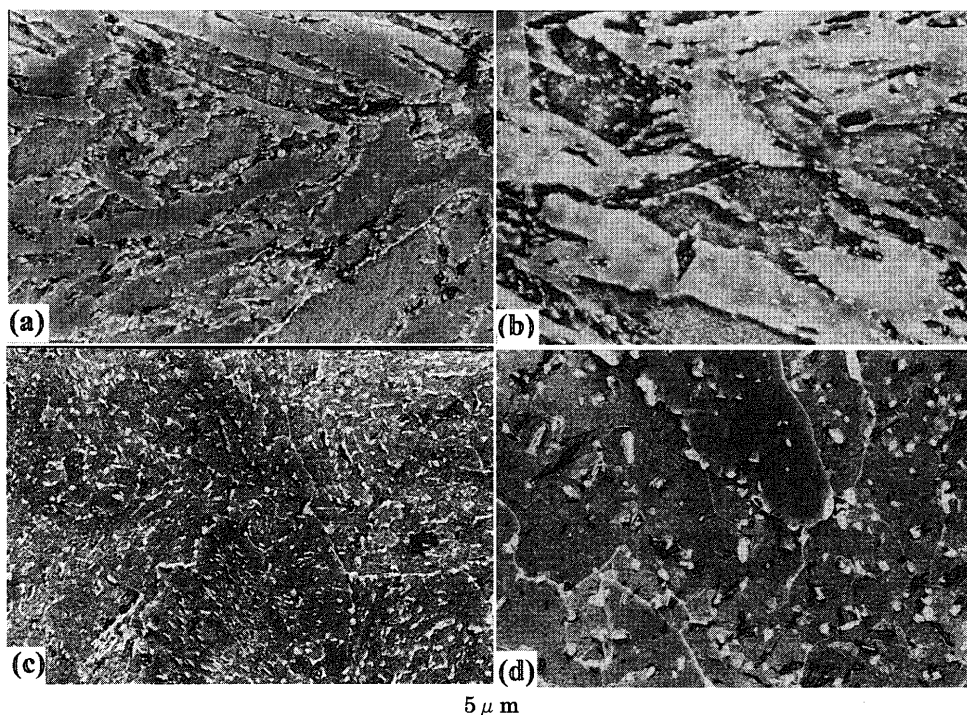
じである。

以上の試験で破断した試験片については、破断部を肉眼で観察するとともに、破面および破断部の縦断面を走査型電子顕微鏡(SEM)によって破壊モードや組織の変化などを詳細に観察した。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 微細組織と引張特性

受領材ならびに熱時効材のSEM組織写真をFig. 3に示す。まず、高純度9%CrMoV鋼については、受領材(AS0鋼)ならびに熱時効材(AS1鋼)のいずれもラス状の焼戻しマルテンサイト組織を呈しており、加速熱処理を施したことによる組織の変化が観察されなかった。一方、現用ロータ材の1%CrMoV鋼に関しては、受領材(BS0鋼)で



(a) AS0; (b) AS1; (c) BS0; (d) BS1.

Fig. 3. SEM micrographs showing the microstructure of the steels used.

は焼戻しベイナイト組織と粒内・粒界の微細な炭化物が見られるが、熱時効材（BS1鋼）では加速熱処理を施したことによる旧オーステナイト粒界と粒内炭化物の凝集・粗大化および結晶粒内における微細炭化物密度の低減が観察された。また、室温で測定した受領鋼(AS0, BS0)および時効材(AS1, BS1)の平均ビッカース硬さはそれぞれ283, 256および277と207であり、熱時効処理を施したことによりビッカース硬さは高純度9% CrMoV鋼が僅かに低下したが、1% CrMoV鋼が著しく低下した。以上より、高純度9% CrMoV鋼は熱劣化がほとんど認められないのに対し、現用1% CrMoV鋼の熱劣化は顕著であることが明らかになった。

次に、室温および実機使用の最高温度566°Cにおける各受領鋼ならびに熱時効材の機械的性質をTable 2に示す。各鋼とも試験温度566°Cでは室温に比べて降伏強度 $\sigma_y$ および引張強度 $\sigma_B$ は低下した。また、両鋼の受領材であるAS0鋼およびBS0鋼に比べて、加速熱処理を施した熱時効材AS1鋼およびBS1鋼の降伏強度および引張強度はそれぞれ低下した。しかし、その低下量は高純度9% CrMoV鋼では約10%、1% CrMoV鋼では約20%であり、1% CrMoV鋼と比較して高純度9% CrMoV鋼は加速熱処理を施したことによる強度の低下は少なかった。両鋼の全伸び $\epsilon_t$ および絞り $\psi$ に関しては、試験温度566°Cでは室温の時と比べ高い値を示した。高純度9% CrMoV鋼では1% CrMoV鋼と比較して、全伸び $\epsilon_t$ の増加量は大きく、それに伴う絞り $\psi$ の増加量も大きかった。一様伸び $\epsilon_u$ はすべての鋼において試験

Table 2. Results of tension test.

Steel	AS0		AS1		BS0		BS1	
	20	566	20	566	20	566	20	566
$\sigma_y$ (MPa)	765	477	683	446	660	473	517	363
$\sigma_B$ (MPa)	857	503	804	474	810	503	660	394
$\epsilon_u$ (%)	6.6	1.4	6.5	1.5	7.2	1.7	8.8	2.3
$\epsilon_t$ (%)	17.6	26.2	19.0	27.1	15.6	19.1	17.9	20.9
$\psi$ (%)	55.8	83.9	61.5	84.8	45.8	70.8	40.7	61.1

温度566°Cで室温の場合より低い値を示した。高純度9% CrMoV鋼では熱時効によって延性（伸び $\epsilon_u$ と $\epsilon_t$ および絞り $\psi$ ）はほとんど変化しなかった。一方、1% CrMoV鋼では、熱時効により伸びは若干増大するのに対して、熱時効による絞りの低下量は大きくなるということが認められた。

### 3.2 クリープ疲労および疲労破断特性

Fig. 4にクリープ疲労試験により得られた各試験片の最大応力 $\sigma_{max}$ と破断までの応力繰返し数 $N_f$ との関係を示す。これより、566°Cにおける両鋼の受領材（AS0鋼とBS0鋼）のクリープ疲労強度はほぼ同じである。一方、熱時効処理によるクリープ疲労強度の低下は高純度9% CrMoV鋼に比べて1% CrMoV鋼の方が顕著である。

クリープ疲労破断した試験片については、その破断部外観、破面および縦断面の観察を詳細に行い、各供試鋼のクリープ疲労破壊様式を検討した。まず、肉眼により各供試鋼のクリープ疲労破断試験片の破断部外観を観察した。各

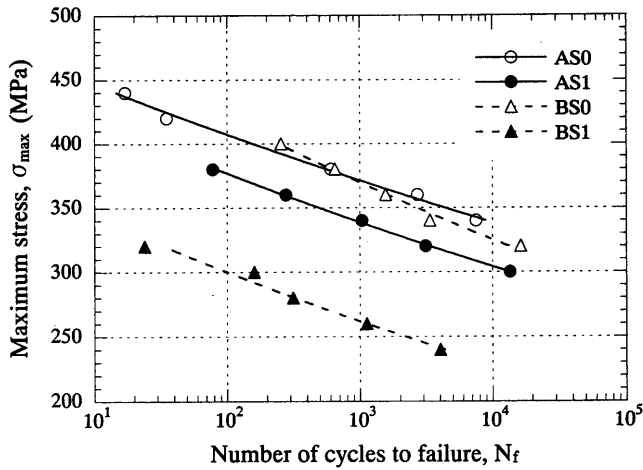
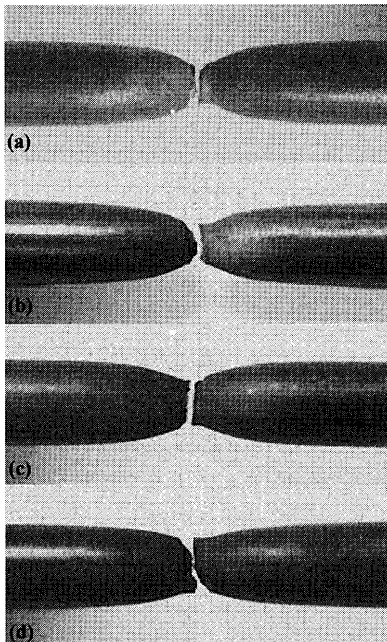


Fig. 4. Creep-fatigue strengths of the steels at 566°C.

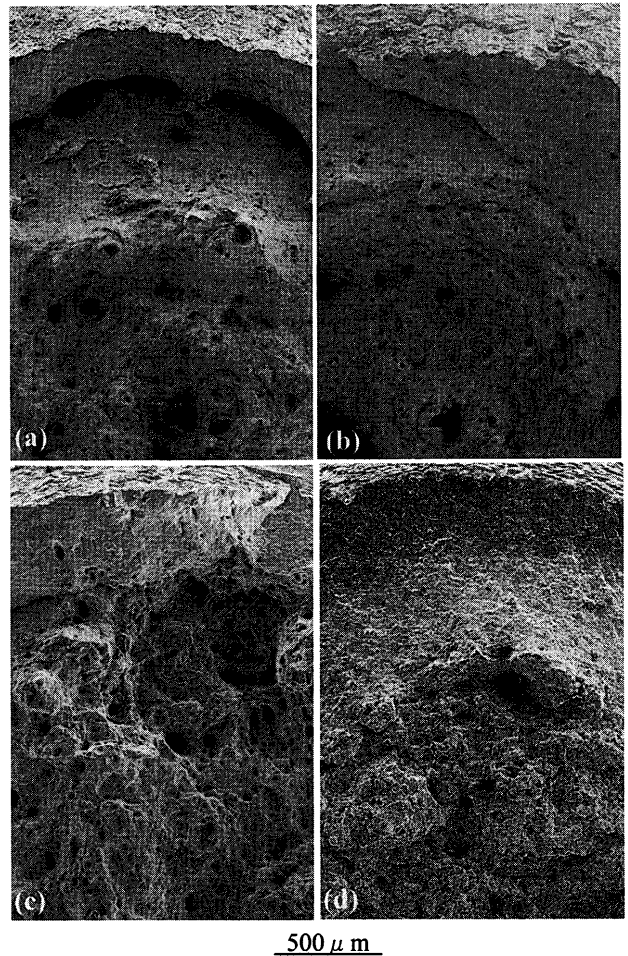


- (a) AS0  $\sigma_{max}=420\text{MPa}$ ,  $N_f=35$ ;
- (b) AS1  $\sigma_{max}=380\text{MPa}$ ,  $N_f=78$ ;
- (c) BS0  $\sigma_{max}=360\text{MPa}$ ,  $N_f=1562$ ;
- (d) BS1  $\sigma_{max}=320\text{MPa}$ ,  $N_f=24$ .

Fig. 5. Appearance of the creep-fatigue ruptured specimens.

鋼とも、最大負荷応力  $\sigma_{max}$  の違いによる破断部の様相にほとんど変化が見られなかったため、各鋼のクリープ疲労破断試験片の破断部外観写真を一例ずつ示す (Fig. 5)。これより、各鋼の試験片は破断部でくびれを伴う延性破壊様式を示している。ただし、BS1 鋼の試験片は他の試験片に比べ、くびれの程度が比較的少なく、破面中心部にやや脆性的な破壊様相が混在している。

次に、破断した各試験片について SEM により破面観察を行った。各鋼とも最大負荷応力  $\sigma_{max}$  の違いによる破断モードの変化はほとんど見られず、すべての試験条件下で



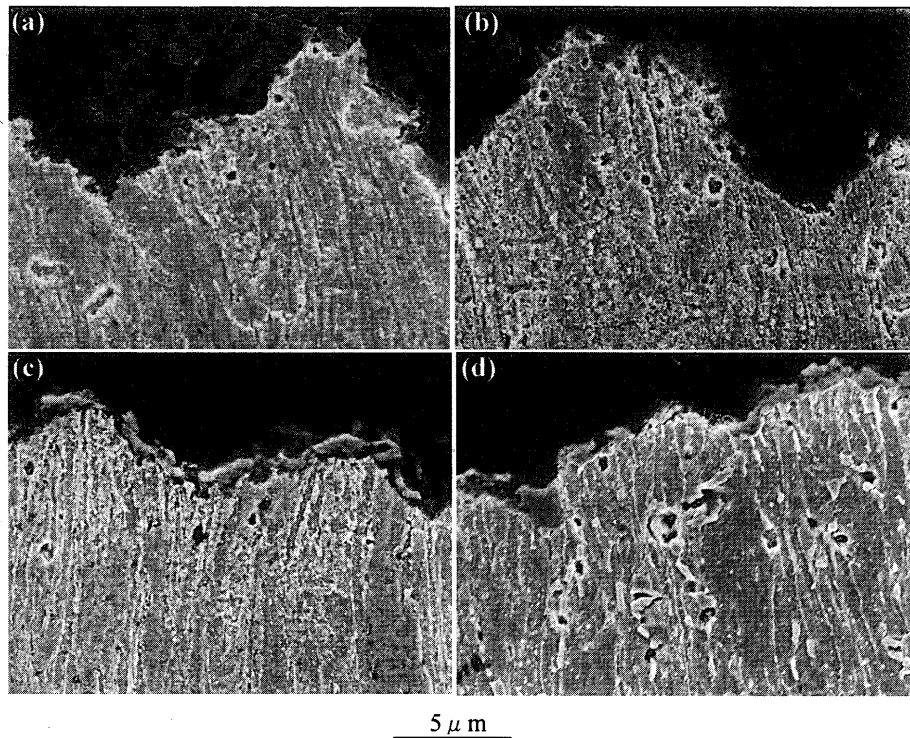
- (a) AS0  $\sigma_{max}=340\text{MPa}$ ,  $N_f=7482$ ;
- (b) AS1  $\sigma_{max}=300\text{MPa}$ ,  $N_f=13507$ ;
- (c) BS0  $\sigma_{max}=360\text{MPa}$ ,  $N_f=1562$ ;
- (d) BS1  $\sigma_{max}=260\text{MPa}$ ,  $N_f=1123$ .

Fig. 6. SEM micrographs showing the fracture surfaces of the creep-fatigue specimens.

カップコーン型の破壊モードを示した。Fig. 6 に各供試鋼の試験片破面の SEM 写真を一例ずつ示す。AS0 鋼、AS1 鋼および BS0 鋼では破壊様式の違いがほとんど見られず、試験片中心部に多数のディンプルが観察され、試験片外側部はせん断破壊による延性的な最終破面を示していた。これに対し、BS1 鋼では試験片中心部において延性破面に加えてより脆性的な粒界破壊も部分的に観察された。

クリープ疲労破断した試験片の破断部縦断面を SEM により詳細に観察し、Fig. 7 に各鋼の試験片中心部付近の縦断面写真をそれぞれ一例ずつ示す。これより、すべての試験片において破面付近で応力負荷方向に大きな伸びが見られ、延性的な破壊様式が観察された。また、AS0 鋼、AS1 鋼および BS0 鋼では内部破壊ならびに組織の変形の違いがほとんど見られなかった。しかし、加速熱処理を施した BS1 鋼では比較的大きな析出物の近傍にポイドが多く発生し、それらが非常に大きくなっていることが観察された。

上述のクリープ疲労破断試験から得られた結果をクリー



(a) AS0  $\sigma_{max}=340\text{MPa}$ ,  $N_f=7482$ ; (b) AS1  $\sigma_{max}=300\text{MPa}$ ,  $N_f=13507$ ;  
 (c) BS0  $\sigma_{max}=360\text{MPa}$ ,  $N_f=1562$ ; (d) BS1  $\sigma_{max}=260\text{MPa}$ ,  $N_f=1123$ .

Fig. 7. SEM micrographs showing the longitudinal sections near centers of fracture surfaces of the creep-fatigue specimens.

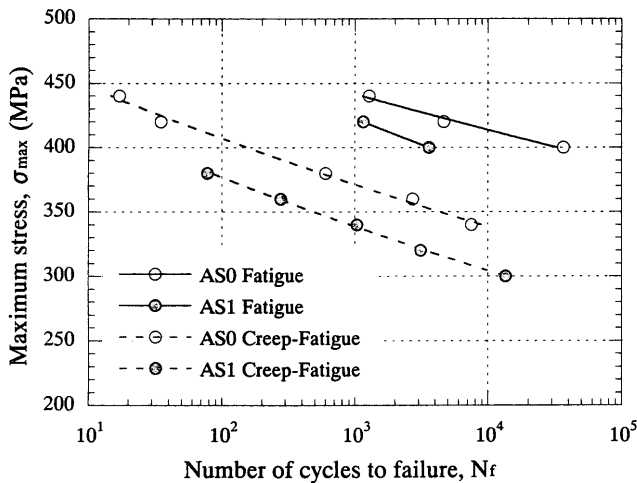


Fig. 8. Fatigue strengths of the super-clean 9% CrMoV steel (AS0) and the aged one (AS1) at 566°C, comparing with their creep-fatigue strengths.

プ効果と疲労効果の両方を比較するため、高純度9% CrMoV鋼について受領材AS0鋼と加速熱処理を施した熱時効材AS1鋼に対する疲労破断試験も行った。Fig. 8は566°Cにおける両供試鋼の疲労試験により得られた最大負荷応力 $\sigma_{max}$ と破断までの応力繰り返し数 $N_f$ との関係を示す。比較のため同図中にはクリープ疲労試験の結果も破線で合わせて掲載した。これより、AS0鋼に比べ時効熱処理を施したAS1鋼の疲労強度はクリープ疲労強度と同様に低

下する。さらに、クリープ疲労強度と比較すると、AS0鋼およびAS1鋼のいずれも最大負荷応力保持のない場合の方が疲労強度は大きい。すなわち、本鋼のクリープ疲労強度は最大負荷応力で保持するクリープ効果が支配的であることがわかる。疲労試験において破断した試験片の破面および破断部縦断面についてSEMにより観察を行った結果、両鋼における疲労破壊様式の違いが見られず、すべての試験片はカップコン型の延性破壊モードを示した。

### 3.3 考察

まず、Table 2に示すように566°Cにおける高純度9% CrMoV鋼および現用ロータ材の1% CrMoV鋼の受領材であるAS0鋼とBS0鋼の降伏強度 $\sigma_y$ および引張強度 $\sigma_B$ はほぼ同等の値であるが、熱時効材AS1鋼とBS1鋼の降伏強度および引張強度は受領材よりもそれぞれ低下した。これらの強度の加速熱処理による低下量は高純度9% CrMoV鋼と比べると1% CrMoV鋼の方が顕著であった。既述したように、本研究のクリープ疲労破断試験の結果より、566°Cにおける両鋼の受領材はほぼ同程度のクリープ疲労強度を示したが、熱時効処理により両鋼のクリープ疲労強度はいずれも低下し、また、高純度9% CrMoV鋼の熱時効材（AS1鋼）よりも1% CrMoV鋼の熱時効材（BS1鋼）のクリープ疲労強度が著しく低下した。この結果は静的な引張試験における強度変化および前述のピッカース硬さ変化の傾向と良く一致し、高純度9% CrMoV鋼は1% CrMoV鋼と比較し

て加速熱処理を施したことによる熱劣化は極めて小さいことを示している。さらに、フェライト系耐熱鋼のクリープ疲労寿命はクリープ破断絞りと比例関係にあると報告されており<sup>9)</sup>、本研究においてもBS1鋼のクリープ疲労寿命の低下と引張試験における絞りの変化との間には相関性が見られる。

高純度9% CrMoV鋼の強度低下理由は加速熱処理による焼戻しマルテンサイト組織内転位の回復によるものと考えられ<sup>10)</sup>、著者らはさらに高倍率の透過型電子顕微鏡写真による内部微細組織の面から詳細な検討・評価を実施中である。これに対し、加速熱処理による1% CrMoV鋼の強度が著しく低下する理由は、Fig. 3に示された旧オーステナイト粒内における微細炭化物密度の低減により粒内強度が弱くなり、また、粒界析出物の凝集・粗大化により粒界破壊し易くなったためと考えられる。各鋼のクリープ疲労破断した試験片の破断部縦断面SEM写真から、各試験片とも大きな変形に伴い、延性的な破壊形態になった。また、BS1鋼の試験片では炭化物などの析出物の近傍に発生・成長した大きなクリープポイドが観察され、破壊がさらに加速されたことも考えられる。一般的に、高温クリープポイドの発生・成長は材料の高温クリープ強度に大きく影響を及ぼすことが知られている<sup>11-13)</sup>。著者らも高温での組織が比較的安定なオーステナイト鋼のクリープ破壊特性に関して研究しており、クリープポイドの発生・成長挙動がその支配的な破壊メカニズムであることを示した<sup>14,15)</sup>。一方、本研究で用いた1% CrMoV鋼は時効処理による組織的な劣化が著しく、さらに松尾らはほぼ同様組織を有する鋼種のクリープ損傷評価を行い、そのクリープ破壊がクリープポイドの発生でなく、組織の回復現象と密接に関連するものと報告している<sup>16,17)</sup>。したがって、高純度9% CrMoV鋼において熱時効により変化した炭化物などの析出状況に影響される組織の回復の進行が、1% CrMoV鋼と比べ非常に小さく、長期間供用によるクリープ疲労損傷は大きく抑制されるものと考えられる。

次に、566°Cにおける高純度9% CrMoV鋼の受領材(AS0鋼)と熱時効材(AS1鋼)のクリープ疲労試験および疲労試験の結果より、両材ともクリープ疲労試験の場合の方が強度は低い値を示した。これよりクリープ疲労には最大負荷応力で保持することの影響(クリープ効果)が大きいことを示している。また、著者らが行った高純度9% CrMoV鋼受領材(AS0鋼)のクリープ破断試験の結果<sup>18)</sup>を用い、その破断強度と本研究のクリープ疲労強度と比較した結果を参考のためにFig. 9に示す。横軸の時間はクリープ試験の場合は破断寿命を、また、クリープ疲労試験の場合は最大負荷応力の保持時間(破断までの累積保持時間)を表す。これより、同じ負荷応力では高純度9% CrMoV鋼のクリープ疲労強度はクリープ破断強度とほぼ同程度か、あるいは、若干高くなっていることが示された。

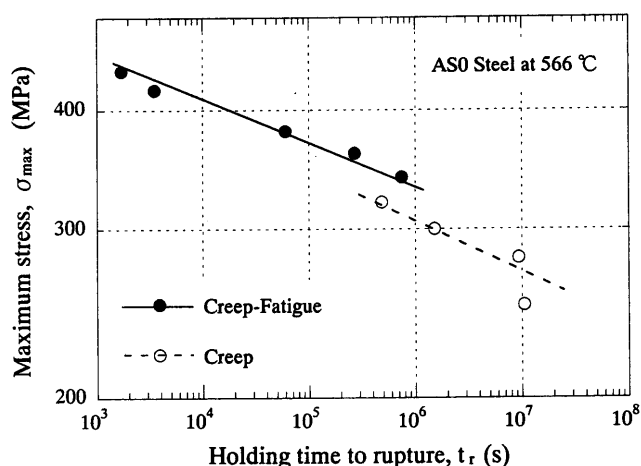


Fig. 9. Comparison between creep-fatigue and creep strengths of the super-clean 9% CrMoV steel.

したがって、クリープ疲労強度には応力の繰り返し(疲労効果)の影響は少ないものと考えられ、最大負荷応力で保持すること、つまりクリープ効果の影響が大きいことがわかる。すなわち、各鋼のクリープ疲労試験片はクリープ支配型破壊を示したと推測される。ここで、クリープ疲労強度はクリープ破断強度より若干高くなっているが、これはクリープ疲労試験では負荷応力の降下により引張応力保持中に累積したクリープ損傷が回復するためであると考えられる。なお、本結果と類似な現象は従来の耐熱材に対するクリープ疲労試験においても確認されている<sup>19,20)</sup>。

#### 4. 結言

本研究では、蒸気タービンロータの寿命支配因子の一つである熱劣化に焦点を当て、現用高圧ロータ材の1% CrMoV鋼との比較のもとに高純度9% CrMoV鋼のクリープ疲労特性に及ぼす熱時効の影響を調査した。得られた結果は以下の通りである。

(1) 未時効状態では、高純度9% CrMoV鋼は現用高圧ロータ材の1% CrMoV鋼とほぼ同等のクリープ疲労強度を有する。

(2) 時効熱処理を施すことによって両鋼ともクリープ疲労強度は低下するが、その低下量は高純度9% CrMoV鋼に比べて1% CrMoV鋼の方がはるかに大きい。すなわち、現用鋼に比べて、高純度9% CrMoV鋼は長時間供用による熱劣化の点において極めて優れていることが明らかになった。

(3) 高純度9% CrMoV鋼の熱時効材では炭化物などの析出物の凝集・粗大化等はほとんど見られなかったが、1% CrMoV鋼では熱時効によって炭化物などの凝集・粗大化が顕著に認められた。1% CrMoV鋼熱時効材のクリープ疲労強度の顕著な低下は炭化物などの挙動が支配すると考えられる。

(4) 本研究ではすべての試験片がカップコーン型の延性破壊モードを示したが、1% CrMoV鋼の熱時効材はほかのものに比べて脆性的な破壊モードも部分的に観察された。この破壊モードの違いは炭化物などの析出挙動に起因すると考えられる。

(5) 比較のために行った疲労試験の結果を用いて検討した結果、高純度9% CrMoV鋼のクリープ疲労強度は疲労効果よりも累積最大負荷応力保持時間によるクリープ効果によって大きく支配されることが明らかになった。

## 文 献

- 1) S.Moriya, M.Hori, M.Matsukuma, K.Aoyagi, T.Inoue and M.Nose: *Therm. Nucl. Power*, **41** (1990), 1620.
- 2) T.Azuma, Y.Tanaka, T.Ishiguro, Y.Ikeda, H.Yoshida, M.Funazaki, E.Murai and N.Ozaki: *JSW Giho*, **51** (1995), 14.
- 3) T.Azuma, Y.Tanaka, H.Yamada, T.Ishiguro, Y.Ikeda, H.Yoshida, E.Murai, N.Ozaki and T.Nakajima: *JSW Giho*, **53** (1997), 1.
- 4) T.Azuma, Y.Tanaka, T.Ishiguro, H.Yoshida and Y.Ikeda: *Steel Forgings*, Vol. 2, ASTM STP 1259, ed. by E.G.Nisbett and A.S.Melilli, ASTM, West Conshohocken, (1997), 330.
- 5) J.H.Hollomon and L.D.Jaffe: *Trans. AIME*, **162** (1945), 223.
- 6) F.R.Larson and J.Miller: *Trans. ASME*, **74** (1952), 765.
- 7) T.Tsuchiyama: *Netsu Shori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **42** (2002), 163.
- 8) 火原協会講座⑩—火力設備の余寿命診断と耐力向上対策, 火力原子力発電技術協会, 東京, (1996), 78.
- 9) M.Kimura, K.Kobayashi and K.Yamaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 508.
- 10) M.Yoshizawa, K.Miyata, M.Igarashi and G.Sawaraki: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 513.
- 11) N.Shinya, J.Kyono and S.Yokoi: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 573.
- 12) H.-K.Kim, F.A.Mohamed and J.C.Earthman: *Metall. Trans.*, **22A** (1991), 2629.
- 13) A.Yousefiani, F.A.Mohamed and J.C.Earthman: *Metall. Mater. Trans.*, **31A** (2000), 2807.
- 14) L.-B.Niu, M.Kobayashi and H.Takaku: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1156.
- 15) L.-B.Niu, A.Katsuta, M.Kobayashi and H.Takaku: *ISIJ Int.*, **43** (2003), 251.
- 16) T.Matsuo, T.Kisanuki, R.Tanaka and S.Komatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 565.
- 17) K.Kimura, T.Kisanuki, S.Komatsu, T.Matsuo and R.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 1803.
- 18) 牛立斌, 高久啓, 小林光征: 未発表.
- 19) W.Zhou, R.Ohtani, T.Kitamura, N.Tada and A.Kosaka: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **44** (1995), 78.
- 20) N.Tada, T.Kitamura, R.Ohtani, M.Kikura and T.Tanaka: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 173.