

© 1989 ISIJ

論文

蒸気タービンローター用 1Cr-Mo-V 鍛鋼の 実機条件下クリープ疲労寿命の予測

山口弘二*・井島 清*²・小林一夫*²・西島 敏*³

Creep-fatigue Life Prediction of Turbine Rotor 1Cr-Mo-V Forged Steels under Simulated Cyclic Thermal Stresses

Koji YAMAGUCHI, Kiyoshi IJIMA, Kazuo KOBAYASHI and Satoshi NISHIJIMA

Synopsis:

Isothermal long term creep-fatigue and combined temperature-strain cycling tests under simulated thermal stresses of high temperature components were carried out with newly developed testing machines suitable to long running. Materials examined were three heats of turbine rotor 1Cr-Mo-V forged steel with different impurity contents. The obtained results were evaluated by the life prediction method proposed by the authors which was based on the linear damage rule looking at the creep rupture ductility of materials after long exposure at high temperatures.

Key words: fatigue; creep; thermal fatigue; turbine rotor steel; impurity.

1. 緒 言

高温機器の多くは、装置の起動停止、あるいは出力変動などに伴う過酷な温度変化を繰り返し受けながら、長期間使用される。一方、機器の高性能化に対応するため、材質の向上や新材料の開発等も着実に進められている。たとえば、火力原子力発電プラントの蒸気タービンローター材料は、既存機器の安全性確保のために長期使用前後の寿命・余寿命評価技術の確立が要望される¹⁾とともに、溶解精錬技術の改良や新材料の開発、及びその材料の信頼性評価手法の開発も重要とされている²⁾。

本研究は上記の研究に資する観点から、最近の改良された製鋼技術による新溶製材と、これから耐用年数を迎えようとしている機器に用いられている約 20 年前の溶製材について、材質特性上の比較等を試みたものである。すなわち、タービンローター用 1Cr-Mo-V 鍛鋼の新旧溶製材について、長時間クリープ破断特性を把握するとともに、実機の温度負荷履歴を模擬する一定高温下の長周期クリープ疲労、及び温度-ひずみ複合変動試験を実施して、実機条件下のクリープ疲労寿命の評価を試みた。

2. 供 試 材

著者らは前報³⁾において、各種産業プラントの高温機器用材料として広く用いられているオーステナイトステンレス鋼、超合金、低合金鋼など種々な材料についてクリープ疲労損傷、破壊形態等を調べ、寿命予測法を提案した。

本研究では、蒸気タービンローター用 1Cr-1Mo-1/4V 鍛鋼を実機条件下のクリープ疲労試験の供試材とした。

Table 1. Heat treatment and tensile property for turbine rotor steels used.

Heat	Heat treatment	Temp.	$\sigma_{0.2}$	σ_u	El.	RA
AC	1 010°C/24h AC	RT 550°C	605	773	19	62
	700°C/38h AC 650°C/5h→955°C/19h AC 680°C/38h FC		430	488	23	86
VAC	1 010°C/25h→870°C/5.3h AC	RT 550°C	696	834	17	59
	720°C/38.5h FC 960°C/17.5h MC 665°C/65h FC		441	530	19	80
VAE	965°C MC	RT 550°C	618	794	18	57
	680°C/30h FC 615°C/30h FC		422	500	22	77

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress (N/mm²) σ_u : Tensile strength (N/mm²)
El.: Elongation (%) RA: Reduction of Area (%)

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 3 月 3 日受付 (Received Mar. 3, 1989)

- * 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)
- *² 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)
- *³ 金属材料技術研究所 理博 (National Research Institute for Metals)

Table 2. Chemical composition for turbine rotor steels used (wt%).

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Sn	As	Sb
AC	0.27	0.32	0.78	0.008	0.002	0.39	1.14	1.13	0.03	0.24	—	—	0.0015
VAC	0.29	0.20	0.75	0.010	0.009	0.34	1.00	1.25	0.14	0.26	0.006	0.012	0.0028
VAE	0.30	0.26	0.79	0.016	0.015	0.32	1.03	1.13	0.19	0.23	0.013	0.031	0.0056

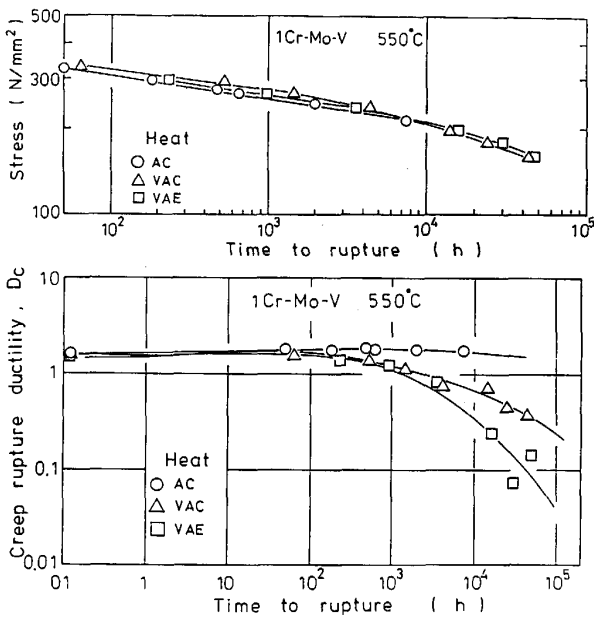


Fig. 1. Creep rupture properties for turbine rotor steels used in this study.

熱処理条件, 引張特性を Table 1, 化学成分を Table 2 に示す⁴⁾⁵⁾. 3 ヒート間の短時間引張特性に大差はない. ただし, 1983 年に溶製された AC ヒートのりん (P), 硫黄 (S), アンチモン (Sb) などの不純物は, 1966 年に製造された VAC, VAE ヒートに比べ, 低い.

1Cr-Mo-V 鍛鋼は, 塩基性電気炉溶解におけるスラグ精錬技術の進歩, 真空鑄造などにより, 不純物やポロシティが近年低く抑えられるようになってきている²⁾.

本供試材の長時間クリープ特性を Fig. 1 に示す. 新谷ら⁶⁾は, 1Cr-Mo-V 鑄鋼 (ケーシング材) の不純物の多少とクリープ破断強度の間には直接的な相関はないが, クリープ破断延性値 (真破断ひずみとも呼ばれ, $\ln(100/(100 - RA))$ から求まる) との間には強い相関があることを見出している. 本供試材の場合も, クリープ破断強度にはヒート間の相違はあまりないが, クリープ破断延性値には長時間側で P, S などの多いヒートほど低くなっている. このような新旧溶製材についてクリープ疲労挙動を明らかにすることは, 1960 年代に建設された高温機器の老朽化が問題になっている現在, 意義があることと思われる⁷⁾.

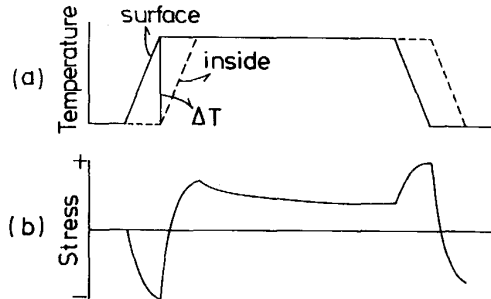


Fig. 2. Typical changes in temperature and stress at a turbine rotor surface.

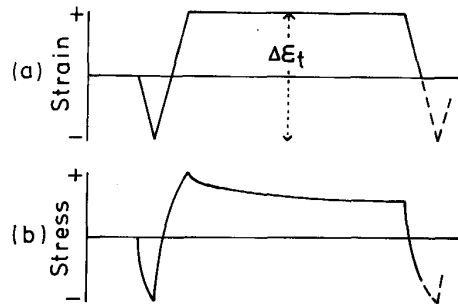


Fig. 3. Isothermal fatigue test by simple simulation of thermal stresses.

3. 実験方法

3.1 長周期クリープ疲労試験

発電プラントの蒸気タービンローターにおいて, 装置の起動停止あるいは出力変動に伴う温度変化を Fig. 2 (a) のように考えると, ローターの表面部は, 内部との温度差 ΔT と内部からの拘束によって Fig. 2(b) のような熱応力が発生し, その繰返しによってクリープ疲労損傷が生じ得る. 表面部のこのような熱応力を単純に模擬する方法の一つに, Fig. 3(a) のような全ひずみ幅 $\Delta \epsilon_t$ の引張り側ひずみ保持台形波を最高温度一定下で繰返し与える試験がある⁸⁾. その際, 応力の変化は Fig. 3(b) のようになり, ひずみ保持中に応力リラクセーションが生じる.

クリープ温度域における材料の疲労寿命は, 引張り側にひずみ保持が導入されることによってクリープリラクセーションが顕著に起こり, 著しく低下する場合がある.

実機の稼働条件から考えられる熱応力の1サイクル当たりの時間は、火力発電プラントで約半日、原子力発電プラントで約1週間と言われている⁹⁾。そのため、実用上は、例えば、10 h、あるいは100 h 周期で数千から数万サイクルに及ぶ長周期クリープ疲労寿命が重要となる。しかし、現在広く用いられているサーボ油圧式疲労試験機は、経済的にも、長期信頼性、維持管理の面からこのような長時間試験にあまり適さない。

以上の背景をもとに、科学技術庁の振興調整費による支援を受け、新しい構想のもとに設計、開発された長時間試験装置を用いて、1Cr-Mo-V 鋼3 ヒートについて550°C 一定下で10 h 及び100 h ひずみ保持台形波試験を行い、前報³⁾で提案したクリープ疲労寿命予測法の長時間側の検証を試みた。

本研究で用いた長時間試験装置は2種類あり、その一つは機械式長時間クリープ疲労試験機¹⁰⁾である。負荷形式はサーボモーター駆動によるカム・レバー式で、伸び計制御が可能である。停電時等には、電磁クラッチが作動し、偏心カムが自由に回転して荷重を開放し、試験片を守る安全装置が備わっている。本研究では台形波の立ち上がりのひずみ速度は $10^{-4}/s$ 程度とした。

もう一つの試験装置は、ヒートアクチュエーター式長時間クリープ疲労試験機¹⁰⁾である。負荷形式としては、金属パイプの熱変形を利用して所要のひずみを試験片に繰り返し与えるもので、伸び計制御が可能である。停電時等には、荷重ロッドの油圧ロック機構(ポンプは手動)を電磁弁により開放して荷重を0にすることができる。本実験では台形波の立ち上がりのひずみ速度は $10^{-5}/s$ 程度とした。

1Cr-Mo-V 鋼のクリープ疲労基本特性を求めるため、三角波及び0.1 h、1 h のひずみ保持台形波の短時間試験は、通常のサーボ油圧式試験機で実施した。台形波の立ち上がりのひずみ速度は $5 \times 10^{-3}/s$ とした。

クリープ疲労試験片は、長時間試験用が8 mm 直径、サーボ油圧式による短時間試験用が6 mm 直径の平滑丸棒である³⁾¹⁰⁾。

試験後の試験片破面の観察には走査型電子顕微鏡を用いた。破面上の酸化膜は、80°C の10% 硫酸水溶液と0.5% ネオレスチンの混合溶液¹¹⁾中で30~40 s 超音波洗浄を行うことによって除去した。粒界破面率は、点算法によって9枚の写真の平均値から求めた。

3.2 温度-ひずみ複合変動試験

温度サイクルと機械的ひずみを同位相、あるいは逆位相に与える熱疲労試験の重要性が、再認識されている¹²⁾。そこで、Fig. 2(b)に示した実機の熱応力履歴を

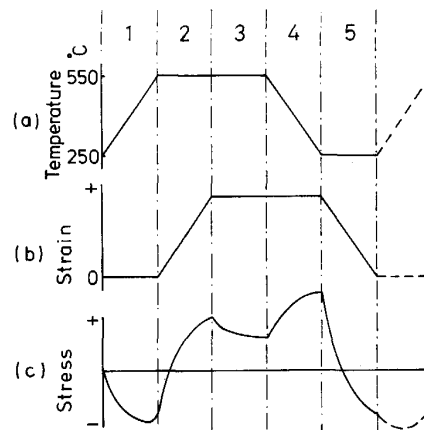


Fig. 4. Combined temperature-strain cycling test simulating actual thermal stresses at a turbine rotor surface.

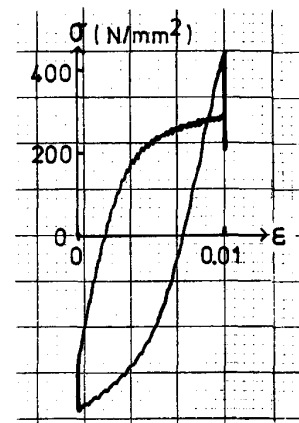


Fig. 5. Typical hysteresis loop of combined temperature-strain cycling test.

Fig. 3(b)よりも忠実に模擬する目的で、Fig. 4(a), (b)のように温度とひずみの両方を変動させることにより、Fig. 4(c)のように実機条件の負荷履歴に近い熱応力を発生させた。

本実験は、同位相の熱疲労試験の1種であるが、温度とひずみのサイクルが台形で、かつ、その位相がずれていることに特徴があり、温度-ひずみ複合変動試験と呼ぶことにした。

この温度-ひずみ複合変動試験には、前述のヒートアクチュエーター式長時間クリープ疲労試験機を用いた。供試材として1Cr-Mo-V 鋼のAC ヒートを用いた。温度の上、下限は、550°C と250°C とし、1サイクルの周期は5 h とした。1サイクルをFig. 4のように五つの段階に分けると、各段階はそれぞれ1 h である。この試験における応力とひずみのヒステリシスループの例を示すと、Fig. 5 のようになる。

4. 実験結果と考察

4.1 短周期クリープ疲労試験データを基にした長周期寿命の予測法

まず始めに、先に提案した方法³⁾に基づき 1Cr-Mo-V 鋼の新旧 3 ヒートの結果も含め、適用範囲を広げた短周期データを基にする長周期クリープ疲労寿命の予測法について述べる。

1h ひずみ保持程度までの短時間試験においても、クリープ疲労寿命の低下の度合いは鋼種、ヒート、試験温度、及び保持時間に強く依存した。しかし、三角波試験(ひずみ保持なし)の疲労寿命 N_0 に対するひずみ保持台形波のクリープ疲労寿命 N_h の比とクリープ疲労の粒界破面率の関係を調べると、Fig. 6 のように、鋼種、ヒート、試験温度、保持時間にほとんど依存せず、1対1の関係が認められる。また、この粒界破面率は、クリープ疲労寿命時間に相当するその材料のクリープ破断延性値とも Fig. 7 のように相関がある。このことからクリープ疲労寿命は、粒界破面率を介してクリープ破断延性値と相関があることが明らかである。

以上のことから、時間依存性を考慮したクリープ破断延性値 D_c で非弾性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_i$ を基準化した $\Delta\epsilon_i/D_c$ とクリープ疲労寿命 N_h の関係を調べると、

$$(\Delta\epsilon_i/D_c)N_h^\alpha = C \dots\dots\dots(1)$$

なる実験式が得られる。ただし、 α 、 C は鋼種と試験温度ごとに定まり、オーステナイトステンレス鋼、

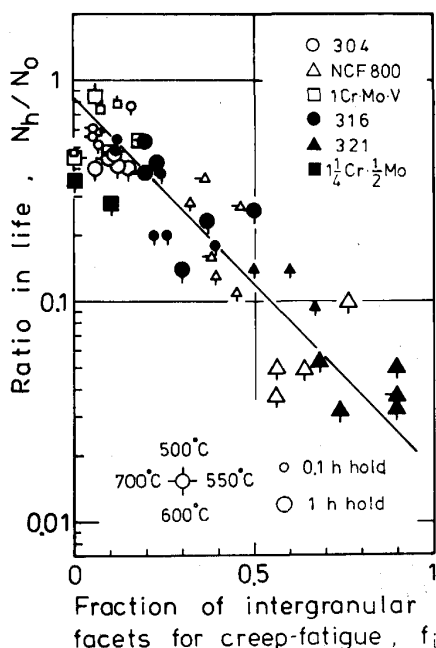


Fig. 6. Correlation between reduction ratio in life by strain holding and fraction of intergranular facets.

11/4Cr-1/2 Mo 鋼などの定数は、前報に示した³⁾。

(1)式から、ある材料のクリープ疲労寿命を予測する場合、その材料の D_c のクリープ破断時間 t_r に伴う変化を知ることができれば、次節に示す手順によって、 $\Delta\epsilon_i$ と N_h の関係を求めることができる。

1Cr-Mo-V 鋼の場合も 3 ヒートについての 0.1 h, 1 h ひずみ保持台形波試験の結果とその試験時間に相当する D_c から、まず最初に(1)式を求めた。その結果が Fig. 8 である。(1)式は 3 ヒートに対して共通に成り立ち、その定数 α 、 C の値は Table 3 に示した。

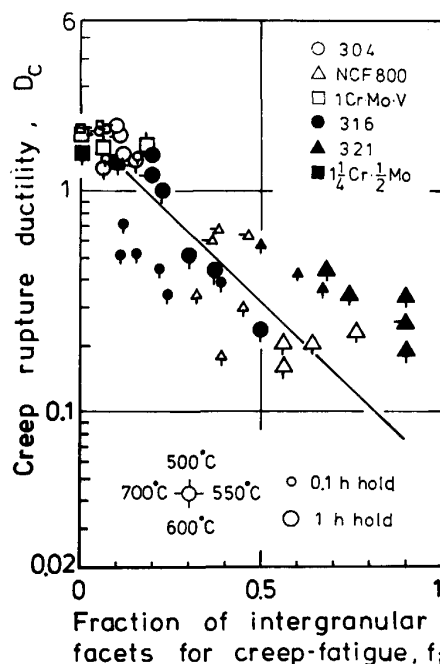


Fig. 7. Correlation between creep rupture ductility and fraction of intergranular facets.

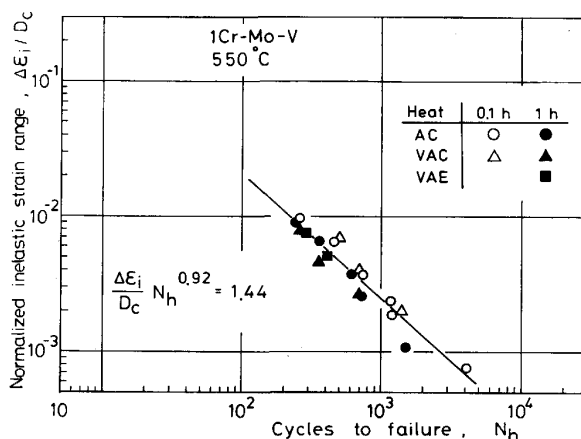


Fig. 8. Correlation between normalized inelastic strain range and cycles to failure.

Table 3. Value of constants in equation (1), (2) and (3).

Heat	α	C	a	b	c	d	e	f
AC	0.92	1.44	0.2219	0.0212	0.00232	-0.00154	3.91×10^{-3}	0.031
VAC			0.1997	0.00928	0.01316	-0.00957		
VAE			0.1627	0.0446	0.0396	-0.0224		

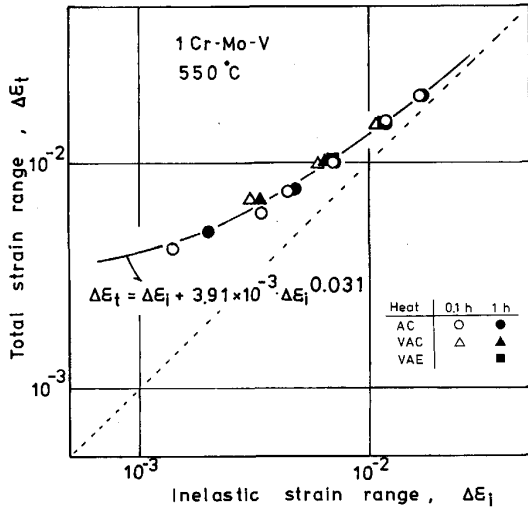


Fig. 9. Correlation between total and inelastic strain ranges.

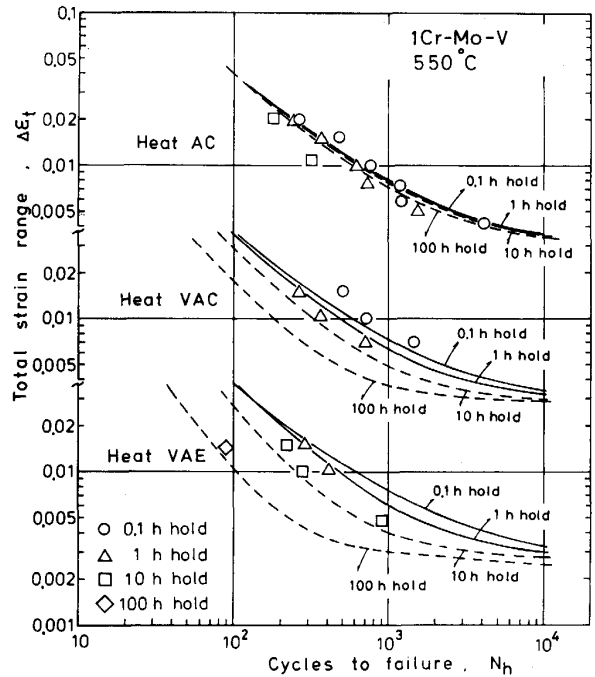


Fig. 10. Prediction and evaluation of isothermal long term creep-fatigue life.

4.2 1Cr-Mo-V 鋼の長周期データの予測と検証

本供試材は Fig. 1 に示したように、クリープ破断延性値 D_c が長時間側まで得られているので、Fig. 1 から各ヒートごとの D_c の破断時間 t_r 依存性を次式のような 3 次回帰曲線にあてはめる。

$$\log D_c = a + b \log t_r + c (\log t_r)^2 + d (\log t_r)^3 \dots\dots\dots (2)$$

各ヒートごとの定数 a, b, c, d は Table 3 に示した。

VAE ヒートの長周期、たとえば 100 h 保持台形波の寿命を予測するには、(2) 式中の t_r を $100 N_h$ (クリープ疲労試験の破断時間) に置き換えた D_c を (1) 式に代入して、 $\Delta \epsilon_t$ と N_h の関係を求めれば良い。

クリープ疲労寿命を予測する場合、非弾性ひずみ幅と寿命の関係よりも、むしろ、全ひずみ幅と寿命の関係を明らかにする方が工学的には有用である。ひずみ保持台形波試験の非弾性ひずみ幅は、波形の立ち上がり、立ち下がり変形中に生じる塑性ひずみ幅と、ひずみ保持中の初期に大半生じるリラクセーションひずみ幅の和である。そのため、0.1, 1 h 保持の短周期台形波試験から $\Delta \epsilon_t$ と $\Delta \epsilon_i$ の関係を調べると、保持時間にほとんど依存せず Fig. 9 のような実験式

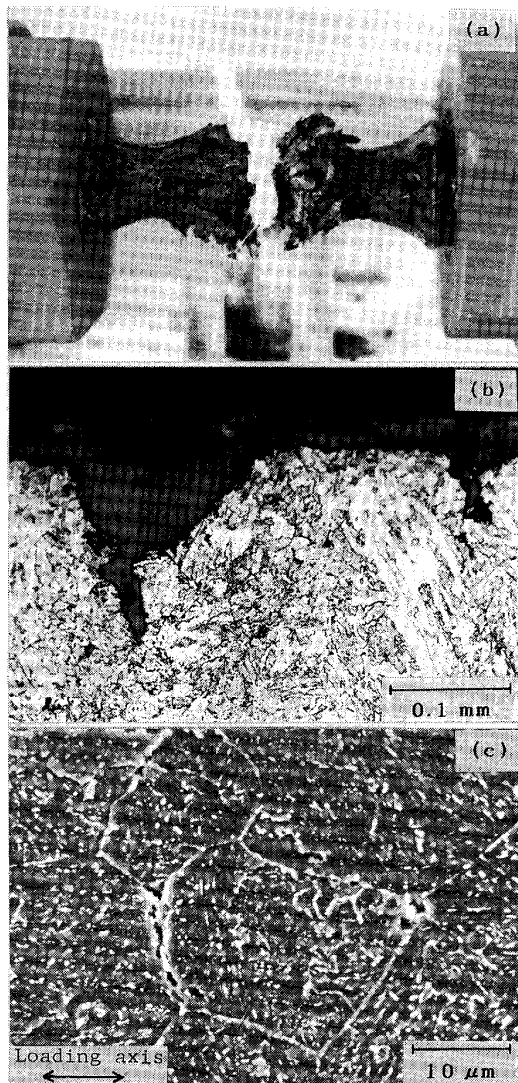
$$\Delta \epsilon_t = \Delta \epsilon_i + e \Delta \epsilon_i^f \dots\dots\dots (3)$$

が成り立つ。この関係は長周期のデータにもおおむね適

用できると考えられるから、先ほど求めた $\Delta \epsilon_t$ と N_h の関係は、(3) 式を用いて $\Delta \epsilon_i$ と N_h の関係に直すことができる。定数 e, f の値は Table 3 に示した。

クリープ破断延性値が不明であったり、短時間側のデータしかない材料に対しては、金材技研クリープデータシート¹³⁾などが参考となろう。金材技研クリープデータシートには、これまで 38 鋼種にのぼる各種耐熱材料の、それぞれ多数ヒートについて約 10 万 h までの D_c 等が記載されている。また最近の研究⁶⁾¹⁴⁾によれば、 D_c の低下をもたらす有害化学成分等が検討されている。

以上のようにして、1Cr-Mo-V 鋼 3 ヒートの長周期寿命予測曲線を求めるとともに、実際の長周期データからその検証を行った。その結果が Fig. 10 である。点線が 1 h 保持までの短時間データを基にした 10 h, 100 h 保持の長周期寿命予測曲線である。特に VAE ヒートの長周期の予測寿命は、クリープ破断延性値からも予想されるように短くなっている。実際の 10 h, 100 h のひずみ保持台形波試験のデータは、予測曲線とおおむね一致した。このことから、前報³⁾で提案したクリープ疲労寿



$N_h = 90$

Photo. 1. Surface oxides, cracks and cavities of specimen tested with 100 h hold of heat VAE at 550°C, $\Delta \epsilon_t = 1.47\%$.

命予測法は 1Cr-Mo-V 鋼についても適用できるとともに、長時間側の予測精度も検証できたと考えられる。

4.3 長周期試験後の試験片の様相

VAE ヒートの 550°C, 100 h 保持による約 1 万 h 後の試験片表面の様子を Photo. 1(a) に示す。フレック状の酸化物に覆われているが、これは容易に剥がれ、その総量は約 1 g もあった。しかし、試験片直径の減少はあまり著しくなかった。

試験片縦断面上で表面き裂を観察すると、Photo. 1(b) のように酸化物が詰まって太くなり、かつ粒界に沿ったき裂がみられた。表面は、機械的には剥がれにくい酸化膜が厚く存在していた。

粒界を拡大して観察すると、Photo. 1(c) のように荷

重軸に垂直な粒界にキャビティが見られ、き裂はキャビティのある粒界に沿って進展しているようであった。

一方、AC ヒートのき裂の様相は、長周期試験のものでも粒内破壊的で、キャビティもあまり観察されなかった。

EPMA による線分析では、3 ヒートとも P, S の粒界偏析は認め難かった。桐原ら¹⁵⁾は、P が 0.030 wt% と多い 1Cr-Mo-V 鋼において、脆化熱処理 (500°C で 3 000 h 加熱) による粒界偏析をオージェ分析で検出している。本実験の VAE ヒートは、桐原らのものより不純物量は少ないが、クリープ疲労試験中に不純物の粒界偏析が生じ、これが粒界脆化¹⁶⁾ を引き起こし、長周期クリープ疲労寿命を低下させたものと推測される。ちなみに、VAE ヒートの 100 h 保持試験の粒界破面率は、酸化膜が厚いため測定が困難であったが、25% 以上であった。

4.4 温度-ひずみ複合変動試験結果とその評価法の検討

温度-ひずみ複合変動試験は、Fig. 4 のように 1 から 5 の段階に分けられる。段階の 1 と 4 では、ひずみが拘束された状態で温度が上昇、低下するので、これらの段階はひずみ拘束熱疲労試験とみなすことができる。同様に段階 2 と 5 では、高温下で引張り、低温下で圧縮のひずみが与えられるため、一定高温下の Slow-fast 波¹⁷⁾¹⁸⁾ 試験に、段階 3 では、一定高温下でひずみ保持されるため、台形波試験に、それぞれおき替えることができるであろう。

温度-ひずみ複合変動試験の寿命を N_a 、三つに分割したそれぞれの試験の寿命を N_1, N_2, N_3 として、次のような直線被害則

$$1/N_a = 1/N_1 + 1/N_2 + 1/N_3 \dots\dots\dots(4)$$

により N_a を予測してみよう。

最初に、ひずみ拘束熱疲労 (寿命は N_1) は、温度上昇時に圧縮熱応力、温度低下時に引張り熱応力が発生する。ひずみを拘束した状態では、温度変動による膨張あるいは収縮ひずみは、1Cr-Mo-V 鋼の場合 250°C-550°C 間で約 0.4% 程度にすぎないため、破壊まで達する試験を実施するには非常に長時間を要する。そのため、加速試験として温度サイクルと機械的ひずみを逆位相で与える熱疲労試験を、AC ヒートについて行った。周期は 2 h とした。機械的に付加したひずみ幅に拘束熱膨張ひずみ幅 (0.4%) を上乗せした全ひずみ幅と寿命の関係は、Fig. 11 に示すように、AC ヒートの 550°C 一定温度下、ひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 10^{-3}/s$ の三角波試験結果とほぼ一致した。そのため、ひずみ拘束熱疲労寿命は、変動

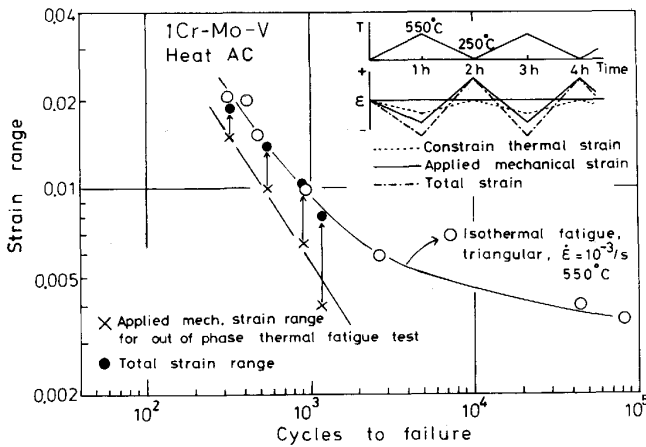


Fig. 11. Results of out of phase thermal fatigue test.

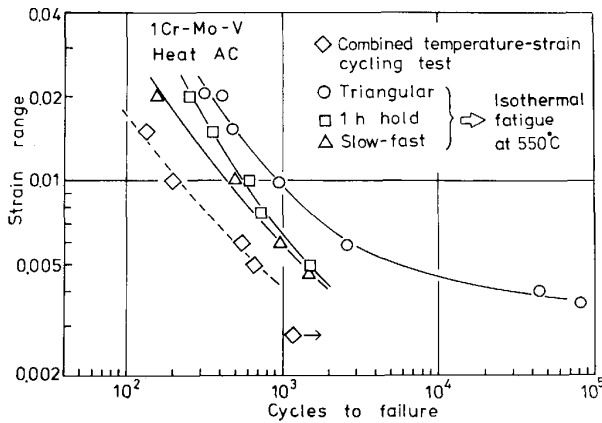


Fig. 12. Results of isothermal fatigue tests and combined temperature-strain cycling test.

温度の上限温度で行う定温三角波試験の寿命で、実用上は代用することができるだろう¹⁹⁾²⁰⁾。したがって、1Cr-Mo-V 鋼の 250-550°C 間のひずみ拘束熱疲労の寿命 N_1 は、0.4% ひずみ幅の三角波試験の寿命に相当する約 30 000 回とする。

次に、1Cr-Mo-V 鋼 AC ヒートの 550°C 定温下の slow-fast 波、及びひずみ保持台形波の寿命 N_2 , N_3 は、それぞれ $10^{-5}/s$ - $5 \times 10^{-3}/s$ の Slow-fast 波、1 h ひずみ保持台形波の結果を用いる。それらの試験結果は Fig. 12 に示す⁵⁾。同図には温度-ひずみ複合変動試験の結果も示した。

(4)式で予測した温度-ひずみ複合変動試験の寿命は Fig. 12 の点線のようになり、実データと良く一致している。ただし、 N_1 は 30 000 回、 N_2 , N_3 は温度-ひずみ複合変動試験の機械的付加ひずみ幅と同一ひずみ幅に対する、それぞれ Slow-fast 波、1 h 保持台形波試験の寿命である。

以上のように、ひずみ拘束熱疲労が一定温度下の低サイクル疲労によっておき替えることができる¹⁹⁾²⁰⁾のと同様に、実機の負荷条件を模擬した温度-ひずみ複合変動試験の寿命は、一定温度下の各ひずみ波形データから、(4)式を用いることによって評価できることを明らかにした。このことは、複雑な負荷履歴を受ける各種高温機器のクリープ疲労損傷の解析を容易にする意味で有益であると考えられる。

今回の温度-ひずみ複合変動試験では、高温下でのひずみ保持は 1 h としたが、ひずみ保持が長時間になる場合は、前節のクリープ破断延性値を用いた寿命予測法を応用すれば良いと考えられる。

5. 結 論

タービンローター用 1Cr-Mo-V 鍛鋼の、不純物含有量が異なる新旧溶製材 3 ヒートについて、実機負荷条件を模擬する一定温度下の長周期クリープ疲労、及び、温度-ひずみ複合変動試験を実施して、その寿命評価を行った。結果をまとめると、以下のとおりである。

(1) 550°C における 10 及び 100 h 引張り側ひずみ保持台形波の長周期クリープ疲労寿命特性を、新しく開発された長時間試験装置を用いて求めるとともに、クリープ破断延性値を使った寿命予測法の長時間側の検証を行うことができた。3 ヒート間の長時間側における寿命の相違は、P などの不純物の粒界偏析が原因と推測された。

(2) 実機の熱応力履歴を忠実に模擬する温度-ひずみ複合変動試験の寿命は、試験が容易な一定高温下の各種ひずみ波形試験の結果を用いた直線被害則から評価することができた。

最後に、約 20 年前に溶製された VAC, VAE ヒートは、金材技研クリープデータシート用の供試材であり、本実験のために提供してくれた門馬義雄氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 山本達雄, 小川善郎, 水本幹雄, 広田良夫, 和気幹雄, 後藤 徹: 火力原子力発電, **34** (1983), p. 585
- 2) 渡辺 修, 宮崎松生: 火力原子力発電, **34** (1983), p. 1066
- 3) 山口弘二, 鈴木直之, 井島 清, 金澤健二: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1526
- 4) NRIM Creep Data Sheets (金属材料技術研究所編), No. 9A (1979)
- 5) NRIM Fatigue Data Sheets (金属材料技術研究所編), No. 58 (1986)
- 6) 新谷紀雄, 京野純郎, 今井義雄, 九島秀昭, 横井 信: 学振 123 委研究報告, **24** (1983), p. 235
- 7) 遠藤忠良, 西田 隆, 左近淑郎, 富岡征四郎: 三菱重工技報, **18** (1981), p. 1

- 8) D. P. TIMO: Thermal Stresses and Thermal Fatigue, ed. by D. J. LITTLE (1971), p. 453 [Butterworths]
- 9) A. C. GANGAHARAN, D. H. PAI and I. BERMAN: Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications (1973), p. 215 [Inst. Mech. Eng.]
- 10) 山口弘二, 西島 敏, 井島 清, 金澤健二: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1952
- 11) 向井喜彦, 村田雅人: 材料, **36** (1987), p. 424
- 12) Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, ed. by D. A. SPERA and D. F. MOWBRAY (1976) [ASTM]
- 13) NIRM Creep Data Sheets (金属材料技術研究所編), No. 0~No. 38 (1972~1988)
- 14) 新谷紀雄, 田中秀男, 村田正治, 貝瀬正次, 横井 信: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 114
- 15) 桐原誠信, 吉岡孝利, 志賀正男, 久野勝邦, 金子了市: 火力原子力発電, **36** (1985), p. 61
- 16) 高橋秀明: 日本金属学会会報, **27** (1988), p. 657
- 17) S. S. MANSON: Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, ed. by A. E. CARDEN, A. J. MCEVILY and C. H. WELLS (1973), p. 744 [ASTM]
- 18) D. S. SIDNEY and L. F. COFFIN, Jr.: Fatigue Mechanism, ASTM STP673, ed. by J. F. FONG (1979), p. 528 [ASTM]
- 19) L. F. COFFIN, Jr.: Trans. ASME, **76** (1954), p. 931
- 20) 大南正瑛: 金属材料の高温強度 (平 修二編) (1968), p. 266 [養賢堂]