Cr-Mo-V 鍛鋼の損傷力学に基づくクリープ損傷評価[†]

角 屋 好 邦* 後 藤 徹**

Creep Damage Evaluation Based on Damage Mechanics of Cr-Mo-V Steel Forging

by

Yoshikuni KADOYA* and Toru GOTO**

In order to investigate the applicability of a creep damage evaluation method based on damage mechanics, creep tests on the specimens from five kinds of Cr-Mo-V steel differing in impurity content were carried out at 550°C-21 kgf/mm² and 575°C-16 kgf/mm². The results obtained are as follows:

(1) When calculation was carried out on the basis of the generalized damage equations derived from the Kachanov-Rabotnov equations, the calculated results corresponded relatively well to the experimental results for both the creep curve and creep damage parameters.

(2) The generalized damage equations in (1) are widely applicable to the damage evaluation of actual components under intergranular fracture conditions.

(3) Among the creep damage parameters, the A parameter value corresponded best to the calculated results of ω in comparison with the other two parameters, *i. e.* the cavity number and fraction of area. Therefore, the A parameter value is the suitable quantitative parameter for cavities in arranging them with t/t_r .

(4) Consequently the equation to estimate the creep life fraction from the A parameter value is given by:

$$t/t_r = 1 - (1 - A)^{n+1}$$

and: $\eta + 1 = n\lambda/(\lambda - 1)$

where n and λ are material constants and A is the A parameter value.

Furthermore, in consideration of dependence on material composition, λ is denoted by:

$$\lambda = 10(1 - Y)$$

where Y is the creep ductility parameter, defined as the Y-factor.

On the basis of the above equations, a creep damage evaluation method to estimate the creep life fraction from the A parameter value is proposed.

Key words: Life prediction, Creep damage, Damage mechanics, Non destructive evaluation, Creep ductility, Intergranular fracture, Cr-Mo-V steel

1 緒 言

クリープ損傷評価の観点からは、破断延性の他にもクリープ変形特性およびクリープ損傷過程を定量的に評価することは非常に重要である。現在これらクリープ損傷を定量的に取り扱う手法として損傷力学が有望視されている¹⁾。すなわち、損傷力学で取り扱う変数 ϵ および ω をそれぞれクリープひずみおよびクリープ損傷量と対応させることで、クリープの応力指数などの材料定数からクリープひずみおよびクリープ損傷の発達過程を推定しようとするものである。

損傷力学におけるクリープ損傷理論の代表的なものとしては、Kachanov-Rabotnov の損傷理論式²⁾があ

り、この式を積分することによって導出された展開式に基づき、これまで主にクリープ変形特性に着目した研究がなされてきている^{3), 4)}。また、最近では上記の Kachanov-Rabotnov の損傷理論式から導出された展開式の損傷変数を実際に観察される損傷に結びつけようとする研究も試みられている^{5), 6)}。特に、この損傷力学に関する金属組織学的研究は、高温使用機器の寿命評価の観点からも重要であるが、研究そのものは端緒についたばかりであり、十分な知見が得られているとは言いがたいのが現状である。

そこで、本研究では Cr-Mo-V 鍛鋼を用いて 550 および 575°C において約 10⁴ h で粒界破断する応力で

[†] 本報を「高温材料損傷の非破壊検出に関する研究(第8報)」(Study on Non-Destructive Evaluation of Material Damage caused by High-Temperature Service, VIII)とする。また、前報は材料41巻464号770頁(1992年)に掲載済である。

原稿受理 平成4年1月28日 Received Jan. 28, 1992

* 三菱重工業(株)技術本部高砂研究所 〒676 高砂市荒井町新浜, Mitsubishi Heavy Indust. Ltd., Arai-cho, Takasago, 676

** 正 会 員 三菱重工業(株)技術本部高砂研究所 〒676 高砂市荒井町新浜, Mitsubishi Heavy Indust. Ltd., Arai-cho, Takasago, 676

Table I. Chemical composition (wt. %) and Y-factor of Cr-Mo-V steel studied.

Rotor	(wt. %)												Y-factor*
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	As	Sb	
A	0.28	0.20	0.79	0.027	0.013	0.39	1.05	1.15	0.24	0.018	0.021	0.003	0.68
B	0.31	0.25	0.80	0.013	0.016	0.14	1.09	1.26	0.23	0.010	0.009	0.002	0.47
C	0.30	0.25	0.75	0.008	0.008	0.35	1.23	1.20	0.26	0.017	0.016	0.003	0.53
D	0.33	0.28	0.85	0.005	0.007	0.34	1.12	1.13	0.24	0.002	0.005	0.002	0.37
E	0.30	0.28	0.69	0.013	0.014	0.28	1.11	1.36	0.23	0.005	0.024	0.004	0.74

$$* Y = 0.34 \cdot [P] + 3.8 \cdot [S] + 8.4 \cdot [Sn] + 12.0 \cdot [As] + 5.6 \cdot [Sb] + 2.6 \cdot G.S.$$

のクリープ試験を行うとともに、同じ条件におけるクリープ中断試験片を作成し、クリープキャビティの生成・成長の変化を調べ、損傷力学におけるKachanov-Rabotnovの損傷理論式から導出された展開式に基づき、クリープ変形特性およびクリープ損傷過程を予想することを試みるとともに、あわせて損傷力学に基づくクリープ損傷評価法の適用性を検討した。

2 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分をTable Iに示す。タービンロータとして10万時間程度使用された3種類の実機ロータ(A, B, C)および2種類の製造のままの実機ロータ(D, E)である。いずれの供試材もCr-Mo-V鋼であり、ロータ中心孔近傍からロータ周方向に試験片を採取した。実機ロータの試験片採取位置は、長期間使用による影響を避けるためロータ中心孔の未使用材と同等とみなせる低温低応力部を選んだ。また、Table Iには本研究で対象としているロータ間での材料の組成依存性によるクリープ破断延性の相異を特徴づけるため、4.4節で述べるY-因子を各ロータ材について算出し併記した。このY-因子が小さいものほど破断延性は良くなるとされている。さらに、供試材のロータ製造時の熱処理条件および旧オーステナイト粒径をTable IIに示す。

Table II. Heat treatment conditions and grain of as-received Cr-Mo-V steels.

Rotor	Nominal heat treatment		Grain size	
	Austenitising treatment	Tempering treatment	JIS No.	Grain diameter (μm)
A	970°C; B.C.*	680°C; F.C.**	4.5	90
B	955°C; B.C.	680°C; F.C.	4.0	80
C	970°C; B.C.	665°C; F.C.	5.0	60
D	955°C; B.C.	680°C; F.C.	3.5	100
E	940°C; B.C.	670°C; F.C.	3.5	100

* B.C.: Blast Cooling.

** F.C.: Furnace Cooling.

2.2 クリープ試験

試験片は、直径10 mm、標点間距離50 mmの丸棒

試験片であり、クリープ破断試験には、シングルバースクリープ試験機を用いた。試験温度は550および575°Cの2温度とした。これらの温度で約10⁴ hで破断するように、試験応力はそれぞれ21および16 kgf/mm²とした。すなわち、前報の結果に基づきクリープキャビティを伴う粒界破壊で破断する試験条件を選んだ。また、これらの各条件で破断時間のほぼ1/5の間隔でクリープ中断試験片をも作製した。

2.3 クリープキャビティの観察

クリープ破断試験片およびクリープ中断試験片を用いてクリープキャビティの観察を行った。クリープキャビティの観察は、これら試験片の平行部を縦割りした面について光学顕微鏡(光顕)および走査型電子顕微鏡(走査電顕)を用いて行った。観察されたクリープキャビティについては、光顕を用いてAパラメータ値を計測した。さらに、走査電顕を用いて、単位面積当たりのキャビティ数およびキャビティの面積率を計測した。なお、キャビティ数およびキャビティの面積率の計測は画像処理装置を用いて行った。

3 実験結果

3.1 クリープ試験

クリープ試験結果を、後述する n および λ も含めてTable IIIにまとめて示す。前報で述べたが、本鋼種のクリープ曲線の遷移クリープ域は全クリープ域の20~30%を占めており、また、最小クリープ速度を示した後は定常クリープ域はほとんど認められず加速クリープ域を示すことが認められている。

本鋼種のクリープ曲線は上述のような特徴があるが、これらのクリープ曲線から後述する損傷力学に基づくクリープ損傷評価に必要な材料定数を次のようにして求めた。まず、定常クリープひずみ ϵ_s は、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と破断時間 t_r の積とし、破断時のクリープひずみ ϵ_r は、破断伸びである。さらに、加速クリープ域の破断延性を表すパラメータを λ とし、 $\lambda = \epsilon_r / \epsilon_s$ と定義した。また、応力指数 n は、最小クリープ速度-応力線図における勾配より求めた。

3.2 クリープキャビティの生成過程の観察

クリープの各段階で中断した試験片には、いずれもクリープキャビティが認められた。代表的なものとし

Table III. Creep rupture properties of Cr-Mo-V steel studied.

Rotor	Creep test condition		Minimum creep rate $\dot{\epsilon}_m$ (%/h $\times 10^4$)	Time to rupture t_r (h)	Time to onset of tertiary t_i (h)	Elongation δ (%) $\equiv \epsilon_f$	Reduction of area ϕ (%)	ϵ_g (%) $= \dot{\epsilon}_m \cdot t_r$	$\lambda = \epsilon_f / \epsilon_g$	n^*
	T (°C)	σ (kg/mm 2)								
A	550	21	1.16	8195	5900	4.4	3.0	0.95	4.6	6
	575	16	2.18	7063	4200	6.0	5.0	1.54	3.8	
B	550	21	2.94	15323	7600	14.8	41.0	4.50	3.3	6
	575	16	3.69	12102	5400	18.7	52.0	4.47	4.2	
C	550	21	3.30	12768	7720	6.9	6.0	4.21	1.6	6
	575	16	3.26	9694	4840	6.7	4.0	3.16	2.1	
D	550	21	1.40	12645	8400	13.8	55.0	1.77	7.8	6
	575	16	2.80	9226	4700	15.2	37.0	2.58	5.9	
E	550	21	1.90	5653	4700	4.4	6.0	1.07	4.1	6
	575	16	1.70	4434	4100	4.6	8.0	0.75	6.1	

* Stress exponent: average values between 550°C and 575°C.

て 550°C-21 kgf/mm 2 におけるクリープ中断試験片に観察されたクリープキャビティの例を Fig. 1 に示す。また、これらクリープキャビティの A パラメータ値、キャビティ数およびキャビティの面積率の計測結果を、Table IV にまとめて示す。

Fig. 1. Scanning electron micrographs of specimens crept 550°C-21 kgf/mm 2 of rotor A.

4 クリープ損傷評価に関する損傷力学に基づく考察

4・1 クリープ曲線の推定

一軸応力下での損傷力学的表示式として、クリープひずみ ϵ および損傷 ω について以下に示す Kachanov-Rabotnov の損傷理論式²⁾を用いた。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n / (1 - \omega)^n \quad (1)$$

$$\dot{\omega} = B \sigma^\nu / (1 - \omega)^\eta \quad (2)$$

Fig. 2. Predicted relationship between ω and t/t_r for various λ .

Fig. 3. Predicted relationship between ω and t/t_r for various η .

ここで、A, B, n, ν , η は材料定数である。また、 ω は損傷を表す変数であり、初期状態で $\omega=0$ 、クリープ破断時に $\omega=1$ となるものである。

式 (1) と式 (2) を変換して、積分すると最終的には次の式が得られる。なお、これらの式の導出は付録に示した。

$$\epsilon = \lambda \epsilon_s \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{\lambda}} \right] \quad (3)$$

$$\omega = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{\eta+1}} \quad (4)$$

$$\frac{1}{\eta+1} = \frac{\lambda-1}{n\lambda} \quad (5)$$

式 (3) から推定されるクリープ曲線の例およびひずみに及ぼす λ の影響をみるために、式 (3) を λ について微分して得られた式から予想される $d(\epsilon/\epsilon_s)/d\lambda$ の関係は、別報¹³⁾した。これによれば、 $\lambda < 4$ の領域ではひずみに及ぼす λ の影響は大きく、 $\lambda > 4$ の領域ではひずみに及ぼす λ の影響は小さいことが認められている。また、式 (3) より予想されたクリープ曲線はおおむね実験結果と対応しており、Kachanov-Rabotnov の損傷理論から導出された式 (3) は、簡単な材料定数によりクリープ曲線を比較的うまく再現でき、クリープ曲線を予想する場合の一手法として有効であると考えられた。

4・2 クリープ損傷の累積傾向の推定

損傷の進行速度が前述の式 (2) に従うものとして、その傾向を調べてみる。式 (2)

Fig. 4. Minimum creep rate versus stress of Cr-Mo-V steel from ref. (10).

Table IV. The results of creep damage parameters of Cr-Mo-V steel studied.

Rotor	Creep test condition		Test time t (h)	Life fraction t/t_r	Strain ϵ_c (%)	Creep damage parameter		
	T (°C)	σ (kgf/mm ²)				A^*	n^{**} (mm ²)	S^{***} (10 ² , %)
A	550	21	1792	0.23	0.6	0.015	20	3.7
			4145	0.53	1.2	0.065	10	3.7
			5937	0.76	1.8	0.158	40	9.4
			6507	1.0	2.0	0.283	110	18.3
			8195	1.0	6.0	0.298	120	38.4
	575	16	1704	0.24	0.4	0.035	10	3.2
			3336	0.46	0.8	0.050	20	6.4
			5016	0.70	1.4	0.183	40	11.5
			6700	0.93	3.0	0.342	84	39.9
			7063	1.0	6.0	0.340	200	147.0
B	550	21	4001	0.26	0.6	0.013	10	3.9
			6000	0.39	1.5	0.029	10	1.3
			8040	0.52	1.5	0.077	40	5.3
			10008	0.65	2.0	0.152	30	2.3
			15323	1.0	14.8	0.277	210	86.3
	575	16	4001	0.33	1.3	0.052	10	1.6
			6000	0.49	1.6	0.083	10	0.4
			8040	0.66	2.1	0.144	40	3.5
			10008	0.82	3.3	0.200	40	6.3
			12102	1.0	18.1	0.271	220	91.8
C	550	21	2000	0.14	0.2	0.015	10	0.4
			4000	0.29	1.5	0.022	20	7.9
			6000	0.43	1.5	0.035	20	1.5
			8000	0.63	1.8	0.067	70	13.1
			10000	0.78	2.0	0.119	150	55.3
			12768	1.0	6.7	0.225	380	232.2
	575	16	2000	0.21	0.6	0.031	20	0.6
			4000	0.41	1.0	0.060	40	6.2
			6000	0.62	1.6	0.138	100	25.9
			8000	0.94	3.2	0.266	120	47.0
			9694	1.0	6.7	0.302	370	207.4
D	550	21	2000	0.16	0.2	0.004	0	0.6
			4000	0.31	1.1	0.015	20	1.8
			6000	0.47	1.8	0.071	70	4.7
			8000	0.63	2.0	0.148	40	2.7
			10000	0.78	2.5	0.196	100	27.1
			12800	1.0	13.8	0.244	300	143.3
	575	16	2000	0.17	0.3	0.006	10	0.3
			4000	0.34	0.6	0.031	10	0.9
			6000	0.51	1.6	0.143	40	2.6
			8000	0.68	2.2	0.227	100	18.6
			10000	0.85	4.1	0.142	160	44.4
			11700	1.0	15.2	0.294	300	111.3
E	550	21	2000	0.35	0.7	0.015	10	0.3
			4000	0.71	1.1	0.023	20	2.1
			4680	0.83	0.9	0.054	30	2.4
			5653	1.0	4.4	0.135	250	65.5
	575	16	2000	0.44	0.6	0.019	40	2.5
			4000	0.89	1.0	0.115	70	7.5
			3984	0.89	3.3	0.106	70	11.5
			4434	1.0	4.6	0.219	180	27.5

* A : A parameter.** n : Cavity number.*** S : Cavity areal fraction.

の損傷 ω の変化は、積分して展開した式 (4) より求めることができる。さらに、式 (4) を t/t_r で微分し、 $1/\omega$ で規格化した次の式より、 n および λ に対する損傷の進行速度を比較して把握することができる。

$$\frac{1}{\omega} \frac{d\omega}{d(t/t_r)} = -\frac{1}{\omega} \frac{\lambda-1}{n \cdot \lambda} (1-t/t_r)^{\frac{\lambda-1}{n}-1} \quad (6)$$

式 (4) による損傷 ω の時間変化の計算結果を Fig. 2

および Fig. 3 に示す。また、式 (6) の関係は、別報したが、これらの図と同様な傾向であった。これらの図から n が大きく、 λ が小さいほど損傷の累積は寿命末期に急激に生じることがわかる。また、 ω と t/t_r の関係は n の影響が大きく、 λ の影響は小さい。特に、 $\lambda > 4$ の領域では λ の影響はほとんどない。

以上のように、式 (4) を用いてクリープ損傷の累積傾向を推定する場合、あらかじめ材料定数 n と λ を決定しておく必要がある。特に n と λ のうち n の方がクリープ損傷の累積に大きく影響を及ぼすことが認められた。後述するクリープ損傷評価法の観点からは、式 (4) が汎用性をもつことが望ましい。式 (4) が汎用性をもつためには、上述の n および λ がクリープ試験温度および応力などの試験条件によらないか、 ω と t/t_r あるいは ω と ϵ の関係が、 n および λ に対して鈍感であればよいことになる。そこで、ここでは上記の点について実機使用条件範囲を考慮して金属材料技術研究所(金材技研)の10万時間を超す Cr-Mo-V 鋼のクリープデータ¹⁰⁾を用いて n と λ について検討してみた。

まず、Fig. 4 に金材技研のクリープデータ¹⁰⁾を用いて整理した 500~575°C の温度範囲における最小クリープ速度と応力線図を示す。この図において黒塗りの符号は、 $\lambda < 5$ の低延性破断領域を示しており、これまでに得られる知見から推察すると粒界破壊領域に対応しているものと考えられる。実機使用条件範囲はこの粒界破壊領域にあるものと予想されており、この領域で破壊する条件で試験する限り、Fig. 4 の結果に基づけば n は 4~8 である。本研究で実施したクリープ試験結果の n は 6 であり、この値は、Fig. 4 の実機使用条件範囲の n とほぼ同一である。

つぎに、Fig. 5 に金材技研のクリープデータ¹⁰⁾を用いて整理した 500~575°C の温度範囲における λ と破断時間の関係を示す。この図から λ は破断時間の依存性が認められるものの、10 万時間の長時間側における λ の値は、ほぼ $\lambda = 3 \sim 5$ 付近に集中してくることがわかる。一方、本研究および前報¹²⁾で得られたクリープ試験結果の破断ひずみ ϵ_r と定常クリープひずみ ϵ_s の関係を Fig. 6 に示す。この図において、傾きは λ に

Fig. 5. Time dependence of λ of Cr-Mo-V steel from ref. (10).

Fig. 6. ϵ_r versus ϵ_s at 550°C-21 kgf/mm² and 575°C-16 kgf/mm² of Cr-Mo-V steel.

対応していることになる。この図から、全般的には ϵ_r が小さいものほど、 ϵ_s は小さくなる傾向が認められるが、詳細には ϵ_s が同等であっても、 ϵ_r がそれぞれ異なり、結果的には λ が個々別々に異なっていることがわかる。ここでは、傾きの下限および上限をとり、 $\lambda=2\sim6$ としたが、これらの値は、Fig. 5 に示した 10 万時間の長時間側における実機使用条件範囲の λ とほぼ同一である。

以上のことから、これらの n および λ に基づく式 (4) は、粒界破壊する条件下にある実機部材の損傷評価に対して汎用性をもつものと推論される。

4・3 クリープ損傷の定量的指標と計算結果の対応
クリープ損傷 ω は仮想のパラメータであり、具体的な計測対象があるわけではない。一方、最近では非破壊的クリープ損傷評価のために、金属組織の観察およびそれらの定量化の試みが盛んに行われており、Cr-Mo-V 鋼についても密度変化¹¹⁾や粒界上のクリープキャビティの生成・成長挙動^{3),8)}が調べられている。クリープキャビティの定量的指標は種々考えられるが、ここでは Table IV に示した A パラメータ値、単位面積当りのキャビティ数およびキャビティの面積率の 3 つのパラメータを採用した。ただし、損傷 ω との対応をみるためには A パラメータ値のように無次元化した値を用いる必要がある。そのため A パラメータ値を除いた残りの 2 つのパラメータについては、中断試験片のキャビティ数およびキャビティの面積率に対する破断試験片 ($t/t_r=1.0$) のそれらの値の比として無次元化した値を用いた。

Table IV に示した中から、ロータ材 A および B を例にしてクリープ損傷の各パラメータの実測結果と計算結果を比較して Fig. 7 および Fig. 8 にそれぞれ示す。いずれの図においても各パラメータの実測結果は符号で表示し、式 (4) により計算した ω の計算結果は実線

Fig. 7. Comparison between experimental creep damage parameters and predicted curves by eq. (4) of rotor A.

Fig. 8. Comparison between experimental creep damage parameters and predicted curves by eq. (4) rotor B.

で示した。これらの図から以下のことがわかる。

- (1) いずれの場合も、クリープ損傷の各パラメータの実測結果と ω の計算結果は比較的良く対応している。
- (2) クリープ損傷の各パラメータの中で、A パラメータ値がキャビティ数およびキャビティ発生面の面積率の 2 つのパラメータに比べて ω の計算結果と最も良く対応している。
- (3) (2) のことから、 t/t_r で整理する場合のキャビティの定量的指標は A パラメータ値が最適であると判断される。

4・4 材料の組成依存性を考慮したクリープ損傷評価法の提案

前節においてはクリープ損傷評価に関する損傷力学に基づく考察を行った。その結果、Kachanov-Rabotnov の損傷理論式から導出された式¹⁾の材料定数 n および λ は、粒界破壊する条件下にある実機部材の損傷評価に対して汎用性をもつものと推論されるとともに、クリープ損傷の各パラメータの中で、 t/t_r で整理する場合のキャビティの定量的指標は A パラメータ値が最適であることが明らかとなった。そこで、ここでは A パラメータ値から、クリープ寿命比を推定する手法に着目して検討を行い、クリープ損傷評価法に結びつけることを以下に試みる。

まず、本研究で得られた A パラメータ値とクリープ寿命比の関係を整理した結果を Fig. 9 に示す。この図から、A パラメータ値は、ばらつきはあるものの、クリープ寿命比が大きくなるにつれて単調に増加しており、この図の両者の関係を用いればクリープ損傷評価が可能であることがわかる。そして、この図において、両者の関係の上限線および下限線を破線で示とともに、平均線を実線で示した。また、実線で示した平均線は前節までに得られた知見に基づき、式 (4) を変換して ω を A とした次式で表示することができる。

$$t/t_r = 1 - (1 - A)^{n+1} \quad (7)$$

ここで、 $(\eta+1)=1/0.111$ とした。この定数は、式(5)の逆数であり、この場合には $n=6$ および $\lambda=3$ に対応している。

ところで、A パラメータ値とクリープ寿命比の関係が図中破線で示したように上限線と下限線の間幅となる理由としては、まず A パラメータ値そのものの測定誤差およびクリープ寿命比の時間誤差が考えられる。その他に、この図においては明確に認められないが、材料の組成依存性によるクリープキャビティの生成過程の違いに基づく A パラメータ値の相違も考えられる。特に、前節で述べたように破断延性と関連するパラメータ λ は図に示したようにロータごとに異なり、式(7)で表示される推定線はそれぞれの λ の値に対応してこの図の上限線と下限線の間を移動していることになる。したがって、寿命評価の精度向上の観点からは、このような材料の組成依存性も考慮してそれぞれのロータの λ に対応した式(7)で表示される A パラメータ値とクリープ寿命比の推定線を用いて寿命評価を行うことが望ましい。しかしながら、 λ はクリープ破断試験を行った上で求められる材料定数であり、このままでは非破壊的なクリープ損傷評価法に直接結びつけることはできない。そこで、著者¹²⁾が提案したクリープ延性パラメータ、Y-因子を用いて λ を推定することを以下に試みる。

まず、Y-因子は次のように定義されている。

$$Y = 0.34 \cdot [P] + 3.8 \cdot [S] + 8.4 \cdot [Sn] + 12.0 \cdot [As] + 5.6 \cdot [Sb] + 2.6 \cdot G.S. \quad (8)$$

ここで、[P]、[S]、[Sn]、[As]、[Sb] は各元素含有量 (wt. %) および G.S. は結晶粒径 (mm) である。さらに、Y-因子は破断伸び ε_f と次式で関係づけられている。

$$\varepsilon_f = \delta_0 - Y \quad (9)$$

一方、 $\lambda = \varepsilon_f / \varepsilon_s$ の関係から、この式に式(9)を代入すると次のようになる。

$$\lambda = \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_s} = \frac{1}{\varepsilon_s} (\delta_0 - Y) = \frac{\delta_0}{\varepsilon_s} \left(1 - \frac{Y}{\delta_0} \right) \quad (10)$$

さらに、定数項をそれぞれ $\delta_0 / \varepsilon_s = A_0$ および $1 / \delta_0$

$= B_0$ と置くと次式のように表される。

$$\lambda = A_0(1 - B_0 Y) \quad (11)$$

実際の定数 ε_s は Fig. 6 に示したように一定ではないが、ここでは一定値と仮定し、その上限値を用いて $\varepsilon_s = 0.05$ とした。また、 $\delta_0 = 0.8$ であり、これら定数を式(11)に代入すると次式のようになる。

$$\lambda = 16(1 - 1.25 Y) \quad (12)$$

実験により求めた λ と Y-因子の関係を Fig. 10 に示す。Fig. 10 には、前報¹²⁾で検討したデータも併記した。この図において、式(12)の関係を破線で示した。また、Y-因子からの λ の推定を簡便に使いやすい形とするため式(11)の定数をそれぞれ $A_0 = 10$ および $B_0 = 1$ とし、簡便式とした場合の関係を実線で示した。これら実線および破線に基づき予測される λ の推定値と λ の実測値を比較した結果、実線に基づき、予測した場合の方が λ の広い範囲にわたって λ の実測値を偏りなく推定していることが認められた。そこで、ここでは、Y-因子からの λ の推定式としては推定精度および実用上の観点から、Fig. 10 に実線で示した簡便式が合理的であり、この式を採用することとした。

以上のことから、式(7)を用いて A パラメータ値からクリープ寿命比を推定する方法として次の3つの手法が挙げられる。

- (1) 材料の組成依存性を考慮して、実験により求めた λ を用いる手法
- (2) 材料の組成依存性を考慮して、Y-因子より推定した λ を用いる手法
- (3) 材料の組成依存性は小さいとみなして、バンド幅の平均線を用いる手法

但し、上記(1)の手法は、前述したように λ をあらかじめ実験により求める必要があり、完全に非破壊的な手法とはなり得ない。ここでは、上記(1)~(3)の手法による推定精度を以下に比較検討してみる。

まず、中断試験片および破断試験片のクリープ寿命比 t/t_r を実測の t/t_r として縦軸にとる。同じくこれら試験片の A パラメータ値を式(7)に代入して、予想したクリープ寿命比 t/t_r を推定の t/t_r として横

軸にとる。その際、上記(1)の場合には、それぞれのロータの実験により求めた λ を用いて計算した。(2)の場合には、それぞれのロータの Y-因子より推定した λ を用いて計算した。(3)の場合には、平均線の定数である $\lambda = 3$ を用いて計算した。なお、式(7)の計算に必要な λ 以外の材料定数である応力指数は、 $n=6$ を用いた。(2)および(3)の場合の結果を、例として Fig. 11 および Fig. 12 に示す。図は省略したが、(1)の場合も同様な結

Fig. 9. Relationship between "A" parameter and creep life fraction.

Fig. 10. Relationship between parameter λ and Y-factor.

果が得られ、かつこれら3つの手法の間では、相関係数の差もほとんどないことが認められた。これより、いずれの手法も遜色がないものと判断される。しかしながら、実用的な観点からは、上記(2)および(3)の手法に絞られる。このうち、(3)の平均線を用いて推定する手法は、Fig. 12 に示したようにロータ材 B および D の比較的延性の良好な材料に対しては、 t/t_r の実測値に比べてかなり大きい t/t_r を推定することになる。それゆえ、材料の組成依存性を考慮した手法としては(2)の Y-因子を用いた手法によりクリープ損傷評価を行うことが望ましい。

5 結 言

Cr-Mo-V 鍛鋼を用いて粒界破断する条件でのクリープ試験を行うとともに、同じ条件におけるクリープ中断試験片を作製し、クリープキャビティの生成・成長の変化を調べ、損傷力学における Kachanov-Rabotnov の損傷理論式から導出された展開式に基づき、クリープ変形特性およびクリープ損傷過程を予想することを試みるとともに、損傷力学に基づくクリープ損傷評価法の適用性を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) Kachanov-Rabotnov の提唱した損傷とクリープひずみの速度表示式から導出された式に基づき計算を行えば、クリープ曲線およびクリープ損傷の各パラメータとも実験結果と計算結果は比較的良好に対応を示す。

(2) (1) の Kachanov-Rabotnov の損傷理論式から導出された式は、粒界破壊する条件下にある実機部材の損傷評価に対して汎用性をもつ。

(3) クリープ損傷の各パラメータの中で、A パラメータ値がキャビティ数およびキャビティ面積率の2つのパラメータに比べ損傷 ω の計算結果と最も良く対応する。これより、 t/t_r で整理する場合のキャビティの定量的指標は A パラメータ値が最適である。

(4) 以上のことから、損傷力学的検討もクリープ損傷を評価する上で有効であると考え、A パラメータ値からクリープ寿命比を推定する手法について材料の組成依存性を考慮したクリープ損傷評価法を提案した。

付 録

Kachanov-Rabotnov 損傷理論式からの導出式の記述

まず、式(2)を変換して、積分すると次のようになる。

$$\omega = 1 - [1 - (\eta + 1)B\sigma^n t]^{1/(\eta+1)} \quad (13)$$

$t = t_r$ のとき、 $\omega = 1$ であることから、次式が得られる。

Fig. 11. Comparison between measured t/t_r and predicted t/t_r by eq. $\lambda = 10(1-Y)$.

Fig. 12. Comparison between measured t/t_r and predicted t/t_r using mean curve.

$$1/t_r = (\eta + 1)B\sigma^n \quad (14)$$

式(14)を式(13)に代入すると、式(4)が得られる。

つぎに、式(1)に式(4)を代入して積分すると次のようになる。

$$\epsilon = A\sigma^n \left[-t_r \lambda \left(1 - t/t_r \right)^{1/\lambda} \right]_0^t \quad (15)$$

ここで、 λ は次式で表した。

$$\frac{1}{\lambda} = -\frac{n}{\eta + 1} + 1 = \frac{\eta + 1 - n}{\eta + 1} \quad (16)$$

さらに、一定応力クリープにおいて t_r と $\dot{\epsilon}_m = A\sigma^n$ の間に Monkman-Grant の関係、 $\dot{\epsilon}_m \cdot t_r = \epsilon_s = \text{const.}$ が成り立つと仮定すると、 $\epsilon_s = A\sigma^n t_r$ となり式(15)に代入すると、式(3)が得られる。

なお、式(3)において $t = t_r$ とおいた時のひずみは破断ひずみ ϵ_f を意味し、 $\epsilon_f = \epsilon_s$ となる。また、式(4)に示される損傷の発達を支配する定数 $1/(\eta + 1)$ は、式(16)より式(5)となる。

(平成3年11月29日 日本材料学会第29回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 村上澄男, 材料, **31**, 1 (1982).
- 2) Y. N. Rabotnov "Creep Problems in Structural Members," (1969) North-Holland, Amsterdam
- 3) B. J. Cane and R. D. Townsend, Proc. ASM Materials Seminar, Flow and Fracture at Elevated Temperature, 279 (1983).
- 4) B. J. Cane, Int. J. Pres. Ves. & Piping, **10**, 11 (1982).
- 5) G. Eggeler, J. M. Brear and B. J. Cane, Proceedings of the Fourth International Conference on Creep and Frac. of Eng. Mat. and Structures, 931 (1990).
- 6) D. J. Smith and G. A. Webster, Mat. Sci. and Tech. **1**, 366 (1985).
- 7) 角屋好邦, 後藤 徹, 鉄と鋼, **76**, 1171 (1990).
- 8) 角屋好邦, 後藤 徹, 材料, **36**, 999 (1987).
- 9) 角屋好邦, 後藤 徹, 飯田泰久, 釣戻太郎, 春木仁郎, 生野 建, 材料とプロセス, **4**, 814 (1991).
- 10) NIRM Creep Data Sheet No. 9B (1990).
- 11) 新谷紀雄, 京野純郎, 横井 信, 鉄と鋼, **70**, 573 (1984).
- 12) 角屋好邦, 後藤 徹, 鉄と鋼, **78**, 1601 (1992).
- 13) 角屋好邦, 後藤 徹, 日本材料学会第29回高温強度シンポジウム前刷集, 96 (1991).