Q* パラメータによるハステロイ XR の クリープき裂伝ば速度評価*

加 治 芳 行^{*1}, 菊 地 賢 司^{*2}
菅 江 洋 行^{*3}, 横 堀 寿 光^{*4}

Creep Crack Growth Estimated by Q* Parameter for Hastelloy XR

Yoshiyuki KAJI, Kenji KIKUCHI,
Hiroyuki SUGAE and Toshimitsu YOKOBORI

Creep crack growth rate of Hastelloy XR showed a dependence on thermally activated energy at very high temperatures. The Q* parameter was then applied to estimation of the creep cracking of the material. It was found that the Q* parameter well described the initial stage of crack growth as well as the steady-state cracking. The coefficients of the Q* parameter derived here for Hastelloy XR were compared with those of SUS 304 stainless steel and Cr-Mo-V steel and each of the coefficients was explained physically by the creep ductilities.

Key Words: Creep Crack Growth Rate, Hastelloy XR, Q* Parameter, Very High Temperature, SUS 304 Stainless Steel, Cr-Mo-V Steel, Creep Ductilities

1. 緒 言

中間熱交換器伝熱管, センタパイプなど超高温機器の設計における重要な問題として, 高温荷重に対する寿命評価手法の確立がある。

従来, クリープ温度領域に適用可能な高温構造設計基準としては, ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section III Case N-47 があり, 設計の上限温度は, Alloy 800 H が 760°C までとされている。しかし, より高度な核熱エネルギーの利用などをめざす高温ガス炉では, より高温の 850~950°C の超高温領域で, 安全な構造設計を行う必要がある。したがって, 供用中に発見されるき裂について, 伝ば特性をあらかじめ把握し, 引き続き高温荷重に対する余寿命を算出する手法を明らかにすることは, 実用上重要である。

特に, 超高温領域では, 切欠材の破断寿命特性も, 応力上昇速度が十分に小さければ, 時間依存形になる

ことが示されており⁽¹⁾, この意味からもクリープき裂進展に対する寿命評価が注目される。

これまで, クリープき裂伝ば速度を示す力学量としては, K_{max} , $\delta^{(2)-(4)}$ や $C^{(5)-(7)}$ パラメータなどが提案され, 種々議論されている。しかし, 実用上の点からは, 供用中に発見されたき裂に対する力学場より伝ば速度を評価し, 余寿命を評価する必要がある。横堀らは, クリープき裂が単に K_{max} だけで表されるのではなく, 応力依存形速度過程に従い, その活性化エネルギーが応力の関数にもなっていることを示している⁽⁴⁾⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾。

そこで, 超高温領域に適用可能なハステロイ XR を用いて, クリープき裂進展に対する Q* パラメータを求め, 余寿命評価への適応性⁽¹²⁾を探った。また, Q* パラメータの各係数に対して, 従来より求められている SUS 304 鋼および Cr-Mo-V 鋼⁽⁴⁾⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾ とハステロイ XR を比較し, その物理的意味を考察した。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片 供試材は, Ni 基耐熱合金ハステロイ XR で, その化学成分を表 1 に, 静的機械的性質を表 2 に示す。この合金は, 既存合金ハステロイ X を高温ガス炉用に改良した合金であり, クリ

* 平成 3 年 4 月 1 日 第 68 期通常総会講演会において講演, 原稿受付 平成 3 年 8 月 16 日。

^{*1} 正員, 日本原子力研究所 (〒319-11 茨城県那珂郡東海村白根 2-4)。

^{*2} 正員, 日本原子力研究所。

^{*3} 正員, 味の素(株) (〒210 川崎市川崎区鈴木町 1-1)。

^{*4} 正員, 東北大学工学部 (〒980 仙台市青葉区荒巻字青葉)。

ープ強度と高温ガス炉冷却材相当の不純ヘリウムガス中での耐食性が高められている。試験片は、図1に示すような試験片平行部の板幅が16mmで、その両側にV形切欠きをつけたDEN試験片と中央に丸穴をつけたCN試験片を用いた。

2.2 実験方法 試験機は、電気抵抗加熱方式の高温真空炉を据え付けた電気油圧サーボ方式のもので、炉心管は観測用の平面窓を有する透明石英の中空円筒である。この試験機を用いて、 6.5×10^{-2} Pa以下の真空中で実験を行った。切欠部の観察は、時間で制御されたモータドライブ付きのカメラで自動的に撮影された写真で行った。試験中の温度変動は、 $\pm 3^\circ\text{C}$ 以下とした。

実験条件は、表3に示すようにDEN試験片を用いて温度を850～950°Cまで変え、公称応力も58.84～88.26 MPaまで変えたクリープ試験を行い、その結果からQ*パラメータを導出した。また、そのほかにDEN試験片を用いて750°Cと800°Cで、CN試験片を用いて800°Cと850°Cでクリープ試験を行い、このデータも含めてき裂伝ば速度をQ*パラメータで評価した。

また、応力拡大係数Kは次式を用いて求めた⁽¹³⁾。

$$K = \alpha \sqrt{a} \sigma_0 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\alpha = 1.98 + 0.36 \left(\frac{a}{W} \right) - 2.12 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 3.42 \left(\frac{a}{W} \right)^3, \quad a \leq 0.7W \quad \dots\dots\dots (2)$$

(a) DEN 試験片

(b) CN 試験片

図1 試験片の形状および寸法

ここで、 a :き裂長さ [mm], W :試験片板幅半長 [mm], σ_0 :公称応力 [MPa] である。

3. Q*パラメータの導出

Q*パラメータの一般式は、熱活性化過程に基づく理論と実験より次式のように求められている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

$$\frac{da}{dt} = A_0 e^{Q^*} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$Q^* = -\frac{\Delta H_f - M \ln(K/\beta G \sqrt{b})}{RT} + m \ln \sigma_0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

あるいは、

$$Q^* = -\frac{M \ln(K/K_r)}{RT} + m \ln \sigma_0 - l \ln \left(\frac{W}{W_0} \right) \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$M = \alpha_1 - \alpha_2 T \quad \dots\dots\dots (5)'$$

ここで、 K :応力拡大係数、 σ_0 :公称応力、 T :絶対温度、 R :ガス定数、 G :剛性率、 b :バーガースベクトル、 $m, \beta, A_0, \Delta H_f, \alpha_1, \alpha_2$ および M は定数である。 $K_r = \beta G \sqrt{b} \exp(\Delta H_f/M)$ である。そこで、ハステロイXRについて、応力および温度を種々変えたクリープ試験の結果を用いてQ*パラメータを導出する。

き裂伝ば速度 da/dt を応力拡大係数 K により評価

表1 化学成分

C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo
.07	.94	.31	<.005	<.005	21.67	<.05	8.97

W	Fe	B	Ni	Al	Ti	N
.49	18.31	<.001	BAL	<.05	<.05	.006 (Wt%)

表2 静的機械的性質

Temperature(K)	σ_u (MPa)	σ_y (MPa)	Elongation(%)
R. T.	700	320	54
1073	360	200	60

* 0.2% Off set

表3 実験条件

Temp. (°C)	Stress (MPa)	Symbol	Notch Shape
750	137.29	▽	DEN
800	117.68	◇	
850	58.84	○	
	73.55	△	
	88.26	□	
	88.26	●	
900	58.84	●	
	73.55	▲	
	88.26	■	
	88.26	■	
950	58.84	●	
800	117.68	⊗	CN
	88.26	⊗	
	88.26	⊗	

した結果を図2に示す。温度が上昇するに従って、き裂伝ば速度は加速し、応力が大きくなるに従って、わずかながら減速する傾向がみられる。

次に、 $\sigma_0 = 88.26 \text{ MPa}$ のデータより、次式の指数 n の温度依存性を求める。

$$da/dt = A(T, \sigma_0) \cdot K^n \quad \dots\dots\dots (6)$$

指数 n と絶対温度の逆数 $1/T$ の関係を求めると、指数 n は、次式のようになる。

$$n = -0.9045 + 8.120 \times 1000/T \quad \dots\dots\dots (7)$$

したがって、き裂伝ば速度 da/dt は、次式で表される。

$$da/dt = A(T, \sigma_0) \cdot K^{-0.9045 + 8.120 \times 1000/T} \quad \dots\dots\dots (8)$$

応力拡大係数 K をパラメータとして、き裂伝ば速度 da/dt と絶対温度の逆数 $1/T$ の関係を示すと、図3のような直線群となり、ハステロイXRもアレニウス形の温度依存性を示すことがわかる。したがって、クリープき裂伝ば速度 da/dt は、次式で表される。

図2 応力拡大係数によるき裂伝ば評価

図3 き裂伝ば速度と温度の関係

$$da/dt = A_1(T, \sigma_0) \exp(-U/RT) \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 U ：き裂進展に対する見かけの活性化エネルギー (kJ/mol), R ：ガス定数 ($8.3144 \times 10^{-3} \text{ kJ/mol} \cdot \text{K}$) である。

図3より、見かけの活性化エネルギーに相当する直線の傾きが、応力拡大係数 K の増加とともにわずかに減少していることがわかる。すなわち、き裂が伸びて局所応力が大きくなるにつれて、見かけの活性化エネルギーが減少するという応力依存形速度過程にクリープき裂伝ば速度が従うことがわかる。

そこで、 U と K の関係を示すと図4のようになる。ここで、式(12)の第1項が自己拡散エネルギーに等しくなると考えて、 K は $3G\sqrt{b}$ ($=4 \text{ MPa} \sqrt{m}$, G ：剛性率, b ：バーガースペクトル) により無次元化している。これより U は次式で表される。

$$U = 317.1 - 67.45 \ln(K/4) \quad \dots\dots\dots (10)$$

以上より、クリープき裂伝ば速度は、応力依存形熱活性化過程論に基づいた次式で表される。

$$\frac{da}{dt} = 6.541 \times 10^{16} \sigma_0^{-2.011} \left(\frac{K}{4} \right)^{-0.9029} \times \exp \left\{ - \frac{317.1 - 67.45 \ln(K/4)}{RT} \right\} \quad \dots\dots\dots (11)$$

これは、局所応力と公称応力で表される応力依存形速度過程の式となり、SUS304鋼およびCr-Mo-V鋼の場合の Q^* パラメータの式と形式的に同じであることがわかる。したがって、この場合の Q^* パラメータは次式のようになる。

$$Q^* = \frac{8.112 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{440.3} - 0.9029 \log_{10} \frac{K}{4} - 2.011 \log_{10} \sigma_0 \quad \dots\dots\dots (12)$$

図4 活性化エネルギーと応力拡大係数の関係

4. 実験結果および考察

Q*パラメータ導出時に用いなかった他の切欠形状のデータも含めてクリープき裂伝ば速度をQ*パラメータで評価した結果を図5に示す。ここで、温度を750~950°Cの200°Cの幅で変え、公称応力は58.84~137.29 MPaまでの約2倍の幅で変え、試験片形状もDEN試験片とCN試験片といった異なった形状のデータも含めて評価していることから、ハステロイXRの場合もSUS304鋼およびCr-Mo-V鋼と同様に、高温クリープ条件下でのき裂伝ば速度をQ*パラメータによって da/dt の初期から温度、応力の広い条件にわたってかなりよく評価できることがわかる。

従来、C*パラメータによりクリープき裂伝ば速度を表した場合、實際上重要なき裂進展の初期にテール部が現れ⁽¹¹⁾、一義的に伝ば速度が求まらないという問題がある。さらに、超高温領域では、航空宇宙用のように必ずしも延性に富む材料が使用されるとは限らないので、変位速度に律速されるとも解釈できるC*パラメータよりは、弾塑性局所応力場をKと σ_0 によって表現できるQ*パラメータ^{(14)~(16)}のほうが有効であると考えられる。

次に、SUS304鋼およびCr-Mo-V鋼との比較を行う。SUS304鋼、Cr-Mo-V鋼およびハステロイXRに

対して求めたQ*パラメータは、

SUS304鋼^{(4)(8)~(11)}：

$$Q^* = \frac{8.74 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{194} + 4.14 \log_{10} \sigma_0 - 2.58 \log_{10} \frac{W}{W_0} \quad (W_0 = 4 \text{ mm}) \quad (13)$$

Cr-Mo-V鋼⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾：

$$Q^* = \frac{43.77 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{161.5} - 34.9 \log_{10} \frac{K}{50G\sqrt{b}} - 9.626 \log_{10} \sigma_0 - 7.325 \log_{10} \frac{W}{W_0} \quad (W_0 = 50.8 \text{ mm}) \quad (14)$$

Hastelloy XR：

$$Q^* = \frac{8.112 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{440.3} - 0.9029 \log_{10} \frac{K}{3G\sqrt{b}} - 2.011 \log_{10} \sigma_0 \quad (15)$$

また、Q*パラメータの一般式(5)において、MはSUS304鋼、Cr-Mo-V鋼およびハステロイXRに対して、それぞれ

$$\text{SUS304鋼} : M = \alpha_1 \quad (16)$$

$$\text{Cr-Mo-V鋼, Hastelloy XR} : M = \alpha_1 - \alpha_2 T \quad (17)$$

となっている。このとき、いずれの場合も、 ΔH_f は、それぞれの材料の自己拡散エネルギーに等しいとしている。

以上のことより、ハステロイXRについてもQ*パラメータの一般式の形[式(4)]でクリープき裂伝ば速度を評価できることがわかる。また、SUS304鋼、Cr-Mo-V鋼およびハステロイXRに対してQ*パラメータの各係数を表4に示す。ハステロイXRの各係数

表4 Q*パラメータの各係数

Material	ΔH_f (kJ/mol)	α_1 (kJ/mol)	α_2 (kJ/mol)	$\beta G/\sqrt{b}$	m
SUS304	359	72.7	0	$1G/\sqrt{b}$	4.14
Hastelloy-XR	317.1	67.45	0.0075	$3G/\sqrt{b}$	-2.011
Cr-Mo-V	304.3	363.9	0.29	$50G/\sqrt{b}$	-9.626

各係数は、常用対数に対するものである。

図5 Q*パラメータによるき裂伝ば速度評価

図6 Q*パラメータの各係数とき裂発生時の相対切欠開口変位の関係

は, α_1 , α_2 および β は, SUS304 鋼と近い値をとることがわかる。また, 表を縦にみていくと, 材料が変わるに従って単調に係数 α_1 , α_2 および β は増加し, 係数 m は減少している。

そこで, Q^* パラメータの各係数と温度, 応力によらずほぼ一定値を示す各材料のき裂発生時の相対切欠開口変位 (RNOD)⁽¹¹⁾ の平均値の関係を図 6 に示す。横軸は, き裂発生時の相対切欠開口変位である。材料が SUS304 鋼, ハステロイ XR, Cr-Mo-V 鋼と変化するに従って, 相対切欠開口変位は増加している。すなわち, クリープ延性が増加していることを示している。このクリープ延性の差に対して, 係数 α_1 , α_2 および β は増加し, 係数 m は減少するという一定の傾向を示している。したがって, クリープ延性の異なる材料に対しても, Q^* パラメータが, 高温クリープき裂伝ば速度を精度よく評価する統一のパラメータであることがわかる。

5. 結 論

(1) ハステロイ XR のクリープき裂伝ば速度は, アレニウス形の温度依存性を示し, Q^* パラメータによって初期からよく評価できる。

(2) 異なった形状の試験片のき裂進展を (1) で得た Q^* パラメータにより記述できることより, 超高温領域での構造設計手法における余寿命評価法として適用可能である。

(3) ハステロイ XR と他の材料の Q^* パラメータを比較した結果, 各係数の値は, 材料のクリープ延性に対して一定の傾向を持って変化している。

本研究に対し, 有益なご助言, ご指導をいただいた帝京大学理工学部教授横堀武夫先生, 並びに数多くのご助言をいただいた日本原子力研究所高温構造工学研究室室長武藤 康室長に厚く感謝の意を表す。

文 献

- (1) 菊地・横堀(寿)・二川・武藤・横堀(武), 材料強度学会誌, **21-2**(1986), 69-86.
- (2) Siverns, M. J. and Price, A. T., *Int. J. Fract.*, **9**(1973), 199.
- (3) Yokobori, T. and Sakata, H., *Eng. Fract. Mech.*, **13**(1979), 509-522.
- (4) Yokobori, A. T. Jr., Yokobori, T., Kuriyama, T., Kako, T. and Kaji, Y., *Proc. Int. Conf. Creep, JSME, IME, ASME, ASTM*, (1986), 135-140.
- (5) Landes, J. D. and Begley, J. A., *ASTM STP*, 590(1976), 128.
- (6) 大路・小倉・久保, 機論, **44-382**(1975), 1831.
- (7) Taira, S., Ohtani, R. and Kitamura, T., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, **101**(1979), 154.
- (8) Yokobori, A. T. Jr., Yokobori, T., Tomizawa, H. and Sakata, H., *Trans. ASME, JEMT* 105(1983), 13-15.
- (9) Yokobori, A. T. Jr., Tomizawa, H., Sakata, H., Kako, T. and Kuriyama, T., *Eng. Fract. Mech.*, **28-5/6**(1987), 805-816.
- (10) Yokobori, A. T. Jr. and Yokobori, T., *Advances in Fracture Research, Proc. of the ICF 7*, **2**(1989), 1723-1735.
- (11) Yokobori, A. T. Jr. and Yokobori, T., *Eng. Fract. Mech.*, **31-6**(1988), 931-945.
- (12) Yokobori, A. T. Jr., Yokobori, T. and Kuriyama, T., *Low Cycle Fatigue, ASTM STP*, 942(1988), 236-256.
- (13) Brown, W. F. Jr. and Srawley, J. E., *ASTM STP*, 410(1967).
- (14) Yokobori, A. T. Jr. and Yokobori, T., *Advances in Fracture Research, Proceeding of the 7th Int. Conf. on Fract. (ICF 7)*, **2**(1989), 1723-1735.
- (15) Yokobori, T., Yokobori, A. T. Jr., Sakata, H. and Maekawa, I. (Nemat-Nasser, S. 編), *Three Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture*, (1981), 365, North-Holland Pub.
- (16) Yokobori, T. and Yokobori, A. T. Jr., *Advances in Fracture Research, Proc. of ICF 6*, **1**(1985), 273.
- (17) VAMAS TWP REPORT, Versailles Project on Advanced Materials and Standards, *A State-of-the-art Report Issue 1*, (1989), 73-84.
- (18) 横堀(武)・田中・八木・北川・富士・田淵・横堀(寿), VAMAS 国際共同研究報告, 鉄と鋼, **76**(1990), 503-514.