

図3-21 延性消耗則による実際の寿命 $N_{f,r}$ と予測寿命 $N_{f,p}$ の関係

3. 3. 3. 3 損傷速度式

材料定数の決定に際し次の仮定をした。

- ・ pp波およびcc波では、引張り応力により成長したキャビティは圧縮応力により収縮する。
- ・ pc波ではキャビティは成長しない。
- ・ cp波ではキャビティが存在して成長する。
- ・ クリープ破断時間は式(3-25)で示される定常クリープひずみ速度によるキャビティの成長に支配される。

$$\epsilon_{in} = \dot{\epsilon}_m t \quad (3-25)$$

従って、クリープ試験より定まる係数 k_c の決定に際しては、定常クリープひずみ速度のみが考慮される。 N_f は式(3-26)で与えられる。

$$N_f = \frac{1}{(d_r + d_c)} \quad (3-26)$$

$$d_r = \frac{4A}{m+1} \left(\frac{\epsilon_m}{2} \right)^{m+1} \dot{\epsilon}_m^{k-1} \quad (3-27)$$

$$d_c = C_\epsilon \int |\dot{\epsilon}_{in}|^m \cdot |\dot{\epsilon}_{in}|^{k_c} dt \quad (3-28)$$

ここで、

$$A = (T + C) / 2 \ln(a_i / a_o)$$

$$C_g = G / \ln(c_i / c_o)$$

積分は、ひずみ保持中について行った。従って、 $\dot{\epsilon}_{in}$ はひずみ保持中の応力緩和速度とヤング率より与えられる。計算に用いたヤング率は850、950℃においてそれぞれ135、128GPaである。以上の考え方より得られた材料定数を表3-9に示す。係数 k が1であることより、式(3-33)より微視き裂の成長による損傷は、非弾性ひずみ範囲

表 3-9 損傷速度式の係数

parameters	XR2, 850°C	XR, 950°C
A	5.47	0.444
m	0.839	0.389
k	1	1
T/C	1	1
Cg	53.1	7.26
kc	0.836	0.828

strain(mm/mm), time(h)

と破損繰返し数との関係より定まる。損傷速度式による実際の寿命 N_{ij} と予測寿命 N_{ip} の関係を図3-22に示す。非安全側となる予測の精度はファクター3で、時間分数和則と同じ精度となったが、CH波で生じている点が異なる。これは、時間分数和則および延性消耗則では相当応力換算で考慮した圧縮ひずみ保持中のクリープ損傷を、ここでは考慮していないためである。また、TCH波では逆に損傷の過大評価は見られず、波形間による寿命予測精度は時間分数和則および延性消耗則に比較して高くなった。これは、引張り領域で成長したキャビティが圧縮領域で収縮することを考慮したことによるものと考えられる。

3. 3. 3. 4 ひずみ範囲分割法

低サイクル疲労試験における、非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_n$ と固有の疲労寿命 N_i ($i, j = c, p$)の関係を図3-23に示す。ハステロイXR2では、

$$\Delta\epsilon_{in} = 48.7N_{pp}^{-0.538} \quad (3-29)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 66.1N_{pc}^{-0.644} \quad (3-30)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 47.2N_{qp}^{-0.651} \quad (3-31)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 50.7N_{cc}^{-0.537} \quad (3-32)$$

ハステロイXRでは、

$$\Delta\epsilon_{in} = 185N_{pp}^{-0.733} \quad (3-33)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 27.6N_{pc}^{-0.593} \quad (3-34)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 34.9N_{qp}^{-0.687} \quad (3-35)$$

$$\Delta\epsilon_{in} = 54.3N_{cc}^{-0.569} \quad (3-36)$$

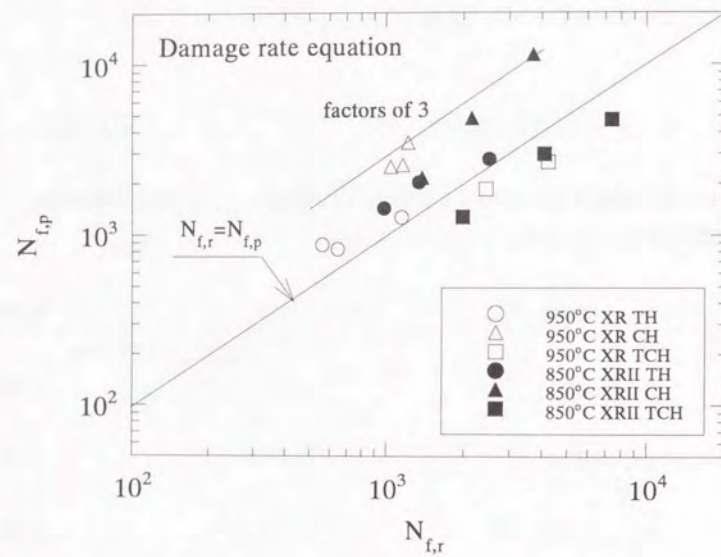


図3-22 損傷速度式による実際の寿命 $N_{f,r}$ と予測寿命 $N_{f,p}$ の関係

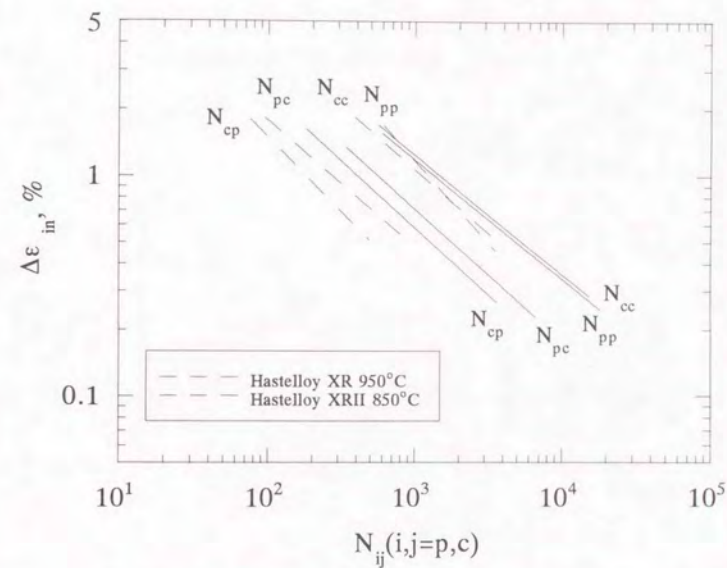


図3-23 非弾性ひずみ範囲と固有の疲労寿命の関係

と定式化される。ひずみ範囲分割法による実際の寿命 $N_{f,r}$ と予測寿命 $N_{f,p}$ の関係を図3-24に示す。引張りおよび圧縮ひずみ保持の場合には、長すぎる寿命予測を行っているが、ファクター2の精度で寿命予測可能である。しかし、この方法は長時間にわたるクリープ変形および破断データが考慮されておらず信頼性に欠けるとともに、ひずみ履歴が閉ループを描かない実際の構造物の寿命予測には応用性が欠けるものと考えられる。

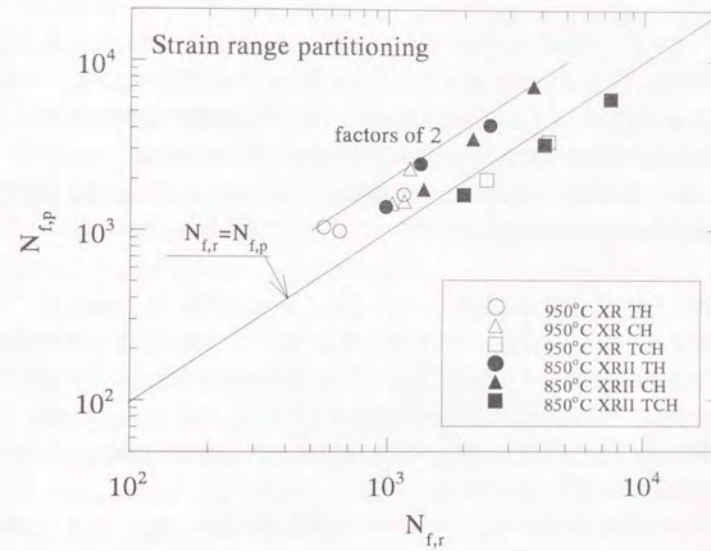


図3-24 ひずみ範囲分割法による実際の寿命 $N_{f,r}$ と予測寿命 $N_{f,p}$ の関係

3. 4 結言

本章では、3. 2節クリープ変形特性、3. 3節クリープ疲労寿命評価に関する検討を行った結果、次の結論を得た。

3. 2節 クリープ変形特性

(1) Garofaloタイプの構成式は、種々の応力条件下のクリープ挙動を正確には表せない。

(2) ハステロイXR2に対して900℃では内部応力は存在する。

(3) 内部応力を考慮した構成式が応力一定のクリープ挙動に対するGarofaloタイプの構成式に帰着するためにtime=0での内部応力の初期値を考えなければならない。

(4) 時定数の異なる2種類の内部応力が存在することがわかった。

(5) 内部応力を考慮した構成式は、種々の応力条件下においてGarofaloタイプの構成式とひずみ硬化則よりも正確なクリープひずみ挙動を表すことができる。

3. 3節 クリープ疲労寿命評価

(1) クリープ損傷が支配的となる超高温領域において、損傷のひずみ速度依存性を考慮できる延性消耗則と損傷速度式は、時間分数和則以上のクリープ疲労寿命予測精度を示し、超高温領域での有用性を確認できた。

(2) 両側ひずみ保持波では、変形の回復あるいは、キャビティの収縮によるクリープ損傷の相殺が示唆される。

(3) ひずみ範囲分割法はファクター2以内の予測精度を示したが、クリープ変形および破断データが考慮されず信頼性に欠けるとともに実際の応力履歴への応用性に欠ける。

第3章の参考文献

- (1) F. Garofalo, Fundamentals of creep and creep-rupture in metals, Macmillan, New York (1965).
- (2) F. H. Norton, Creep of steel at high temperatures, McGraw Hill, New York (1929).
- (3) R. Lagneborg, Metal Science J., Vol. 3, pp.161-168 (1969).
- (4) W. D. Nix and B. Ilshner, Strength of metals and alloys, Vol. 3, Pergamon Press, pp.1503-1530 (1980).
- (5) J. R. Conway, R. H. Stentz and J. T. Berling, TID-26135 (1975).
- (6) A. M. Goodman and M. F. Hutton, Int. Conf. on Creep, pp.515-520 (1986).
- (7) B. Tomkins, J. Press. Vess. Technol. 105, pp.269-272 (1983).
- (8) S. Y. Zamrik, J. Press. Vess. Technol. 112, pp.4-19 (1990).
- (9) J. J. Blass, J. M. Corum and S. J. Chang, Proc. Workshop on Structural Design for HTR, Jul-Conf-71, pp.206-224 (1989).
- (10) H. Hattori, M. Kitagawa and A. Ohtomo, Int. Conf. on Creep, pp.117-122 (1986).
- (11) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Case N-47-27, 1988.
- (12) 武藤, 圧力技術, 29, 3 (1991) pp.49-53.
- (13) S. Taira, Creep in structures, Springer-Verlag, pp.96-124, 1962.
- (14) R. Hales, Fatigue Engng. Mater. Struct. 6, pp.121-135 (1983).
- (15) 山口、鈴木、飯島、金沢、鉄と鋼 11, PP.104-111 (1985).
- (16) R. H. Priest, E. G. Ellison, Mater. Sci. Eng., Vol.49, pp.7-17, 1981.
- (17) D. S. Wood, J. Wynn, C. Austin and J. G. Green, Fatigue Fract. Engng. Struc., 11, 5 pp.371-381, 1988.
- (18) S. Y. Zamrik and D. C. Davis, J. of Pressure Vessel Technology, 113, pp.180-186, 1991.
- (19) S. Majumdar and P. S. Maiya, Inelastic Behavior of Pressure Vessel and Piping Components ASME, pp.43-54, June, 1978.
- (20) S. S. Manson, ASTM STP520, pp.744-782, 1973.
- (21) W. Osthoff, H. Schuster, P. J. Ennis and H. Nickel, Nucl. Technol., Vol. 66, pp.296-307 (1984).

- (22) L. J. Cuddy, Metallurgical Transactions, Vol. 1, pp.395-401 (1970).
- (23) J. J. Jonas, Acta Metallurgica, Vol. 17, pp.397-405 (1969).
- (24) N. N. Malinin and G. M. Khadjinsky, Int. J. Mech. Sci., Vol. 14, pp.235-246 (1972).
- (25) A. Miller, ASME J. Eng. Mater. Technol., Vol. 98, pp.97-105 (1976).
- (26) A. Miller, ASME J. Eng. Mater. Technol., Vol. 98, pp.106-113 (1976).
- (27) R. D. Krieg, Inelastic behavior of pressure vessel and piping components, ASME, pp.15-28 (1978).

第4章 クリープ条件下でのき裂伝播と寿命評価

4. 1 緒言

中間熱交換器伝熱管、センター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 800Hが760℃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℃の超高温領域（ $0.7 \sim 0.8 T_m$, T_m : 融点温度）で、安全な構造設計を行う必要がある。

供用中に発見されるき裂について、伝播特性を予め把握し、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、切欠き材の破断寿命特性も、応力上昇速度が十分に小さければ、時間依存型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、クリープき裂伝播速度を示す力学量としては、 $K_{max}^{(2)-(4)}$ 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播速度を評価し、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、応力依存型速度過程に従い、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⁾

また切欠き試験片およびき裂試験片に対して、 Q^* パラメータによって表わされるクリープき裂伝播速度式を積分することによって、クリープ破断寿命を求めることができ、Larson-Millerパラメータと形式的に同一のパラメータによって評価できることが示されている。⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾

そこで4. 2節では、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⁽¹⁴⁾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SUS304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。

さらに4. 3節では、 Q^* パラメータによって表わされるクリープき裂伝播速度式

を積分して求められるパラメータによって、切欠き試験片および平滑試験片のクリープ破断寿命を評価し、検討を行った。ここで本章で用いる主な記号を以下にまとめて記す。

[主な記号]

a	き裂長さ	W	試験片板幅半長
σ_g	公称応力	K_1	応力拡大係数
T	絶対温度	R	ガス定数
G	剛性率	b	バーガースペクトル
n	指数	U	活性化エネルギー

4. 2 クリープき裂伝播特性

4. 2. 1 実験方法

4. 2. 1. 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を用いた。その化学成分を表4-1に、静的機械的性質を表4-2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。クリープき裂進展試験では図4-1に示すように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。

4. 2. 1. 2 実験方法

クリープき裂進展試験に用いた試験機は、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。切欠き部の観察は、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4-3に示すようにDEN試験片を用いて温度を850～950℃まで変え、公称応力も58.84MPa～88.26MPa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と800℃で、CN試験片を用いて800と850℃でクリープ試験を行い、このデータも含めてき裂伝播速度を 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。⁽¹⁵⁾

$$K = \alpha \sqrt{a} \sigma_g \quad (4-1)$$

$$\alpha = 1.98 + 0.36 \left(\frac{a}{W} \right) - 2.12 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 3.42 \left(\frac{a}{W} \right)^3, \quad a \leq 0.7W \quad (4-2)$$

表4-1 ハステロイXRの化学成分

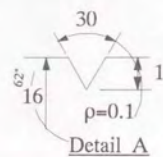
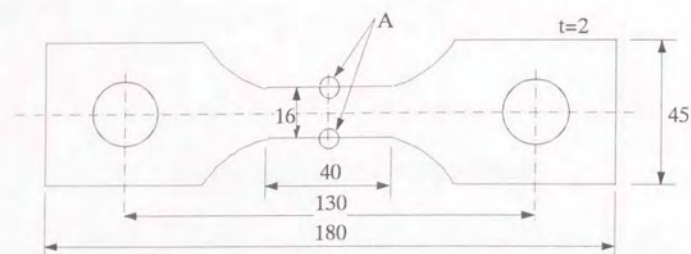
C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Ni	Al	Ti	N
0.07	0.94	0.31	<0.005	<0.005	21.67	<0.05	8.97	0.49	18.31	<0.001	Bal.	<0.05	<0.05	0.006

wt%

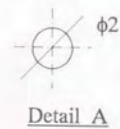
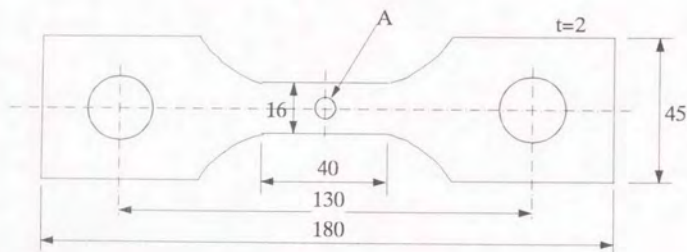
表4-2 ハステロイXRの静的機械的性質

Temperature (K)	Yield stress * (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
R. T.	320	700	54
1073	200	360	60

* 0.2% Off set



(a) DEN specimen



(b) CN specimen

図4-1 試験片の形状および寸法

表4-3 実験条件

Temp °C	Stress MPa	Notch shape
750	137.3	Double- edged notch
800	117.7	
850	58.8	
	73.6	
	88.3	
900	58.8	
	73.6	
	88.3	
950	58.8	
	73.6	
	88.3	
800	117.7	Center notch
850	88.3	

4. 2. 2 熱活性化過程におけるクリープき裂成長理論⁽¹⁰⁾

時間依存型破壊である高温クリープにおいてき裂が熱活性化による原子の再配列によって成長すると考えると、

$$\frac{da}{dt} = l r_g \quad (4-3)$$

ここで r_g : き裂成長に対する原子の再配列速度、 l : 定数である。

さらに原子の再配列速度 r_g は熱活性化過程に従うので次式のようになる。

$$r_g = D \exp \left\{ -\frac{\Delta H_g - \phi_g(\sigma_l)}{RT} \right\} \quad (4-4)$$

ここで ΔH_g : き裂成長に対する活性化自由エネルギー、 σ_l : き裂先端近傍の局所応力、 R : ガス定数、 T : 絶対温度、 D : 定数、 $\phi_g(\sigma)$: 負荷応力に依存する増加関数である。

したがって(4-3)、(4-4)式からクリープき裂成長速度は次式で表される。

$$\frac{da}{dt} = A \exp \left\{ -\frac{\Delta H_g - \phi_g(\sigma_l)}{RT} \right\} \quad (4-5)$$

ここで $A = l D$ である。

ϕ は、活性化エネルギーが負荷応力の増加に伴って減少し、き裂先端近傍の局所応力 σ_l の単調関数である。クリープのような大規模降伏の場合に対して、 ϕ は公称応力 σ_g の関数と仮定する。これらの応力の効果を簡単に $\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda$ で表されると仮定すると、 ϕ は次のように $\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda$ の対数関数で表される。

$$\phi = \beta \ln(\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda) \quad (4-6)$$

ここで β 、 δ および λ は定数である。このとき(4-5)式は、次のようになる。

$$\frac{da}{dt} = A \exp \left\{ -\frac{\Delta H_g - \beta \ln(\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda)}{RT} \right\} \quad (4-7)$$

一方、局所応力 σ_l は次のように表される。

$$\sigma_l = M_0 \left(\frac{K_1}{K_0} \right)^{m_1} \left(\frac{\sigma_g}{\sigma_{g0}} \right)^{n_1} \quad (4-8)$$

ここで M_0 、 K_0 および σ_{g0} は定数、 m_1 および n_1 は数値定数である。

(4-8)式を用いることによって、 $\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda$ は次のように表される。

$$\sigma_l^\delta \sigma_g^\lambda = M_1 \left(\frac{K_1}{K_0} \right)^{m^*} \left(\frac{\sigma_g}{\sigma_{g0}} \right)^{n^*} \quad (4-9)$$

ここで $m^* = m_1 \delta$ 、 $n^* = n_1 \delta + \lambda$ および $M_1 = M_0^\delta \sigma_{g0}^{-\lambda}$ である。

(4-9)式を(4-7)式に代入すると、

$$\frac{da}{dt} = A \exp \left\{ -\frac{\Delta H_g - \Delta H_1 \ln M_1 - \Delta H_2 \ln \left(\frac{K_1}{K_0} \right) - \Delta H_3 \ln \left(\frac{\sigma_g}{\sigma_{g0}} \right)}{RT} \right\} \quad (4-10)$$

ここで $\Delta H_1 = \beta$ 、 $\Delta H_2 = \beta m^*$ および $\Delta H_3 = \beta n^*$ である。さらに試験片の板幅効果を考慮すると、(4-8)式の M_0 は $M_0 = \gamma (W/W_0)^{-1}$ (γ は定数) となり、(4-10)式は次のようになる。

$$\frac{da}{dt} = A \exp \left\{ -\frac{\Delta H_g - \Delta H_1 \ln \gamma - \Delta H_2 \ln \left(\frac{K_1}{K_0} \right) - \Delta H_3 \ln \left(\frac{\sigma_g}{\sigma_{g0}} \right) + \Delta H_4 \ln \left(\frac{W}{W_0} \right)}{RT} \right\} \quad (4-11)$$

ここで $\Delta H_4 = \beta l$ および W_0 は基準試験片板幅である。 ΔH_3 および ΔH_4 がそれぞれ mRT と lRT のように T に比例するとすると、(4-11)式は次のようになる。

$$\frac{da}{dt} = A \exp \left\{ - \frac{\Delta H_g - \Delta H_1 \ln \gamma - \Delta H_2 \ln \frac{K_1}{K_0}}{RT} + m \ln \sigma_g - r \ln \left(\frac{W}{W_0} \right) \right\} \quad (4-12)$$

4. 2. 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（4.2.2参照）と実験より次式のように求められている。⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾

$$\frac{da}{dt} = A_f e^{Q^*} \quad (4-13)$$

$$Q^* = - \frac{\Delta H_f - M \ln(K_1 / \beta G \sqrt{b})}{RT} + m \ln \sigma_g - l \ln \frac{W}{W_0} \quad (4-14)$$

あるいは、

$$Q^* = - \frac{M \ln(K_1 / K_r)}{RT} + m \ln \sigma_g - l \ln \left(\frac{W}{W_0} \right) \quad (4-15)$$

$$M = \alpha_1 - \alpha_2 T \quad (4-15)$$

ここで、 ΔH_f ：き裂成長に対する活性化自由エネルギー、 R ：ガス定数、 T ：絶対温度、 W_0 ：基準試験片板幅、 K ：応力拡大係数、 G ：剛性率、 b ：バーガースベクトル、 m 、 β 、 A_f 、 ΔH_f 、 α_1 、 α_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。

き裂伝播速度 da/dt を応力拡大係数 K により評価した結果を図4-2に示す。温度が上昇するに従って、き裂伝播速度は加速し、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、 $\sigma_g = 88.26 \text{ MPa}$ のデータより、次式の指数 n の温度依存性を求める。

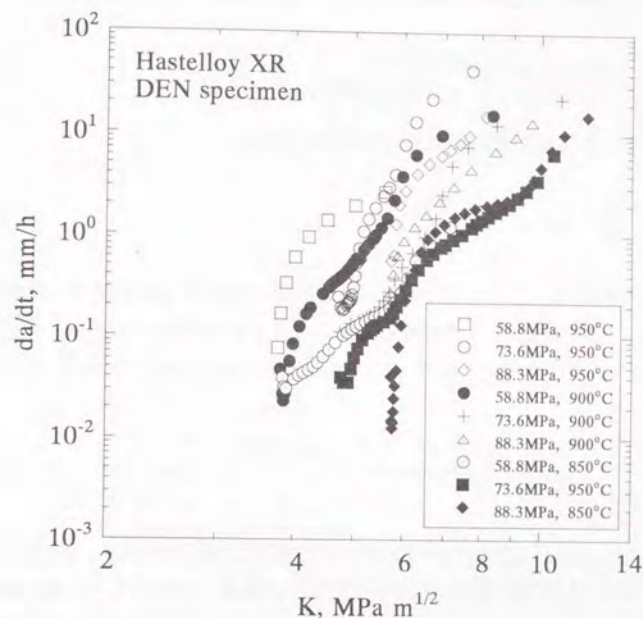


図4-2 応力拡大係数によるき裂伝播速度評価

$$\frac{da}{dt} = A(T, \sigma_g) \cdot K^n \quad (4-16)$$

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、次式のようにになる。

$$n = -0.9045 + 8.120 \cdot \frac{1000}{T} \quad (4-17)$$

したがって、き裂伝播速度 da/dt は、次式で表される。

$$\frac{da}{dt} = A_1(T, \sigma_g) \exp\left(-\frac{U}{RT}\right) \quad (4-18)$$

応力拡大係数 K をパラメータとして、き裂伝播速度 da/dt と絶対温度の逆数 $1/T$ の関係を示すと、図4-3のような直線群となり、ハステロイXRもアレニウス型の温度依存性を示すことがわかる。したがって、クリープき裂伝播速度 da/dt は、次式で表される。

$$\frac{da}{dt} = A(T, \sigma_g) \cdot K^{-0.9045 + 8.120 \cdot 1000/T} \quad (4-19)$$

図4-3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型速度過程にクリープき裂伝播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4-4のようになる。ここで、式(4-10)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 $3G\sqrt{b}$ ($=4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, G : 剛性率、 b : バーガースベクトル)により無次元化している。これより U は次式で表される。

$$U = 317.1 - 67.45 \ln\left(\frac{K}{4}\right) \quad (4-20)$$

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

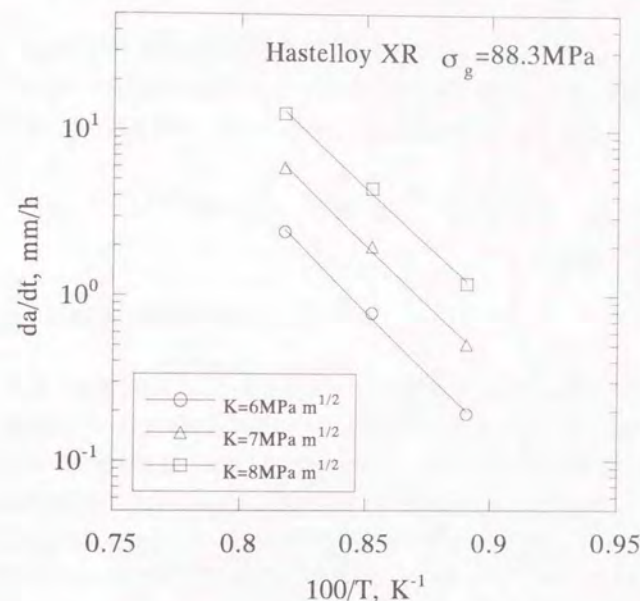


図4-3 き裂伝播速度と温度の関係

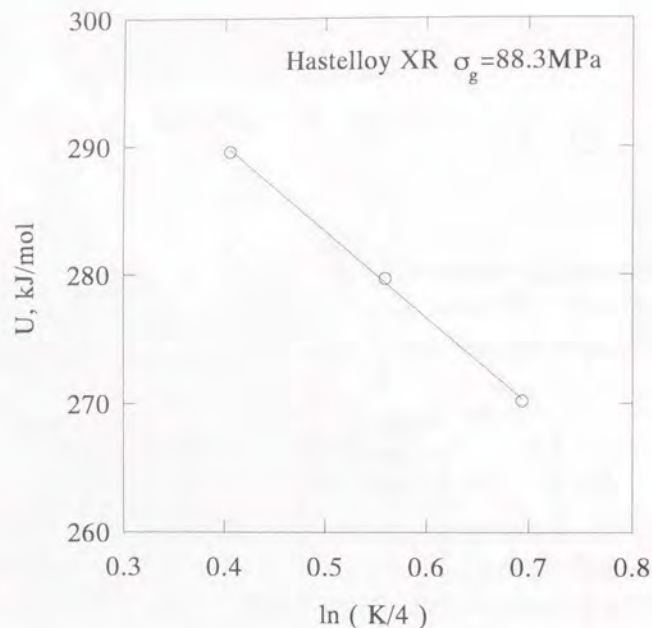


図4-4 活性化エネルギーと応力拡大係数の関係

$$\frac{da}{dt} = 6.541 \times 10^{16} \sigma_g^{-2.011} \left(\frac{K}{4} \right)^{-0.9029} \exp \left\{ -\frac{317.1 - 67.45 \ln \left(\frac{K}{4} \right)}{RT} \right\} \quad (4-21)$$

これは、局所応力と公称応力で表される応力依存型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なになる。

$$Q^* = \frac{8.112 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{440.3} - 0.9029 \log_{10} \frac{K}{4} - 2.011 \log_{10} \sigma_g \quad (4-22)$$

4. 2. 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き形状のデータも含めてクリープき裂伝播速度を Q^* パラメータで評価した結果を図4-5に示す。ここで、温度を750～950℃の200℃の幅で変え、公称応力は58.84MPa～137.29MPa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播速度を 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。

図4-6に da/dt を次式のように定義した C^* パラメータ⁽⁶⁾⁽⁷⁾で評価した結果を示す。

$$C^* = \sigma_{net} \cdot \dot{\phi} \quad (4-23)$$

この図から、クリープき裂伝播速度は C^* パラメータで評価しても公称応力および温度に依存していることがわかる。すなわち da/dt が公称応力および温度が増加するに従って減少している。これは、 C^* パラメータが試験片の変位速度に主に律速されることから理解することができる。(詳細は4. 3. 3にて後述する。)従来、 C^* パラメータによりクリープき裂伝播速度を表した場合、實際上重要なき裂進展の初期にテール部が現れ⁽¹¹⁾、一義的に伝播速度が求まらないという問題がある。これは、き裂進展の初期領域ではクリープき裂伝播速度と変位速度とが異なった速度依存性

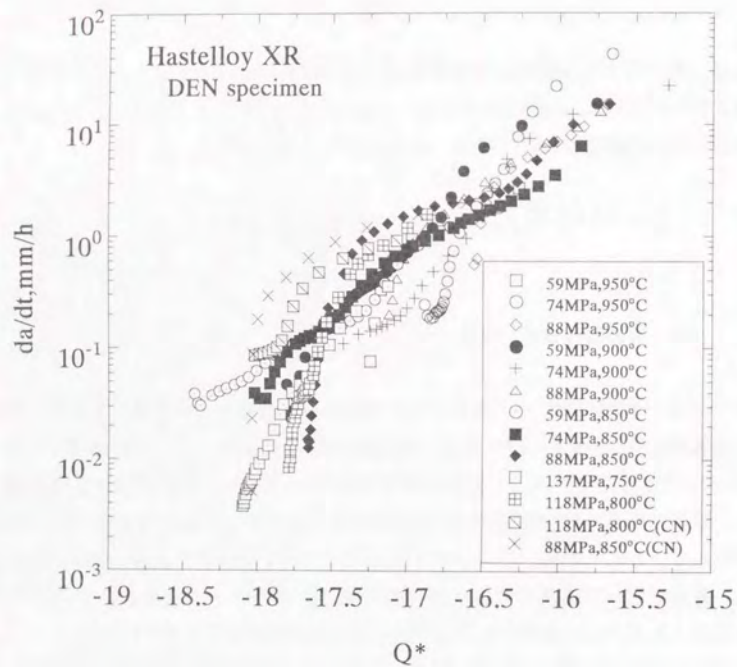


図4-5 Q^* パラメータによるき裂伝播速度評価

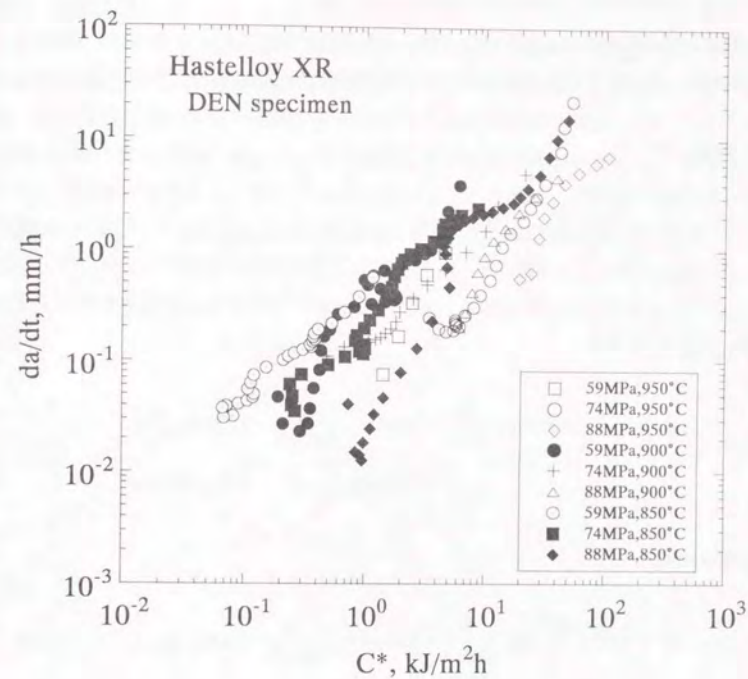


図4-6 C^* パラメータによるき裂伝播速度評価

を示すことによるものと考えられる。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とは限らないので、変位速度に律速されることも解釈できるC*パラメータよりは、弾塑性局所応力場をKと σ_g によって表現できるQ*パラメータ⁽¹⁰⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾の方が有効であると考えられる。

つぎに、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⁾

$$Q^* = \frac{8.74 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{194} + 4.14 \log_{10} \sigma_g - 2.58 \log_{10} \frac{W}{W_0} \quad (4-24)$$

Cr-Mo-V 鋼 :⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾

$$Q^* = \frac{43.77 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{161.5} - 34.9 \log_{10} \frac{K}{50G\sqrt{b}} - 9.626 \log_{10} \sigma_g - 7.325 \log_{10} \frac{W}{W_0}, \quad (W_0 = 50.8mm) \quad (4-25)$$

Hastelloy XR :

$$Q^* = \frac{8.112 \times 10^3}{T} \log_{10} \frac{K}{440.3} - 0.9029 \log_{10} \frac{K}{3G\sqrt{b}} - 2.011 \log_{10} \sigma_g \quad (4-26)$$

また、Q*パラメータの一般式(3-5)式において、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

$$\text{SUS304鋼} : M = \alpha_1 \quad (4-27)$$

$$\text{Cr-Mo-V 鋼, Hastelloy XR} : M = \alpha_1 - \alpha_2 T \quad (4-28)$$

となっている。この時、いずれの場合も、 ΔH_i 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((4-14)式)でクリーブき裂伝播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4-4に示す。ハステロイXRの各係数は、 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き開口変位(RNOD)⁽¹¹⁾の平均値の関係を図4-7に示す。横軸は、き裂発生時の相対切欠き開口変位である。材料がSUS304鋼、ハステロイXR、Cr-Mo-V鋼と変化するに従って、相対切欠き開口変位は増加している。すなわち、クリーブ延性が増加していることを示している。このクリーブ延性の差に対して、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、クリーブ延性の異なる材料に対しても、Q*パラメータが、高温クリーブき裂伝播速度を精度よく評価する統一的パラメータであることがわかる。

表4-4 Q*パラメータの各係数

Material	ΔH_f kJ/mol	α_1 kJ/mol	α_2 kJ/mol	β	m
SUS 304	359	72.7	0	1	4.14
Hastelloy XR	317.1	67.45	0.0075	3	-2.011
Cr-Mo-V	304.3	363.9	0.29	50	-9.626

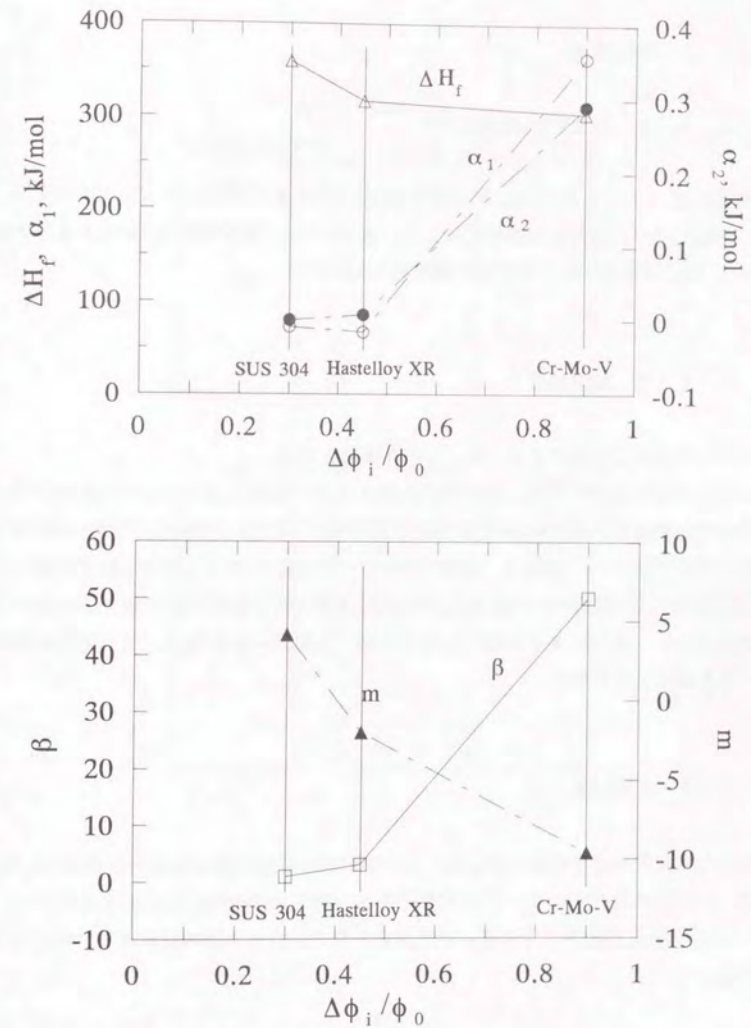


図4-7 Q*パラメータの各係数とき裂発生時の相対切欠き開口変位の関係

4. 3 クリープ破断寿命評価

4. 3. 1 実験方法

4. 3. 1. 1 供試材および試験片

供試材は、4. 2 節同様にNi基耐熱合金ハステロイXRを用いた。試験片は、4. 2 節で用いた切欠き試験片のほかに、直径6mm、標点間距離30mmおよび直径10mm、標点間距離50mmの平滑丸棒試験片を用いた。

4. 3. 1. 2 実験方法

クリープき裂伝播試験では、4. 2 節と同様である。

クリープ変形試験⁽²⁰⁾⁻⁽²²⁾は、電気抵抗加熱方式の電気炉を備えたレバー式のクリープ試験機を用いて、表4-5に示すように空气中850、900および950℃で58～250MPaの応力範囲で行った。試験は、精度1/1000mmの差動トランス型変位計で測定した標点間50mm（一部30mm）の軸方向伸びと分銅の重さより求められた応力が一定となるように、分銅を徐々に軽くして行った。なお正味断面積は、標点間内の体積が一定と仮定して求めた。

4. 3. 2 実験結果

切欠き試験片の定常状態におけるクリープひずみ速度と絶対温度の関係を図4-8に示す。切欠き試験片のクリープひずみ速度は、RNOD⁽¹⁴⁾の速度として求めている。図4-8から切欠き試験片に対して、次式のようなアレニウス型の式が成り立つことがわかる。

$$\dot{\epsilon} = A^* \exp\left(-\frac{\Delta H_f}{RT}\right) \quad (4-29)$$

表4-5 実験条件

Temperature (C)	Stress (MPa)	Specimen type	Environment
850	58	Smooth	Air
	90		
	120		
	170		
	200		
	250		
900	45		
	58		
	78		
	100		
950	120		
	24		
	41		
	49		
	62		
	78		
	92		
	120		

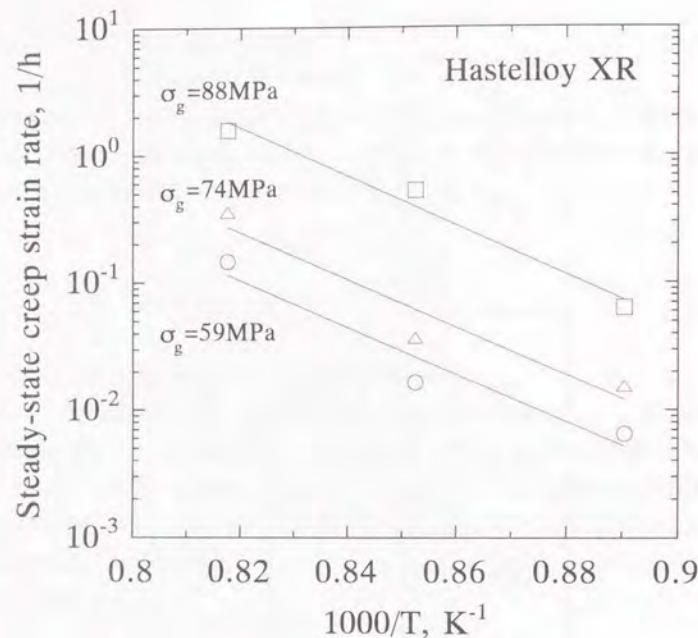


図4-8 クリープひずみ速度と温度の関係

ここで、 ΔH_c ：活性化自由エネルギー、 R ：ガス定数、 T ：絶対温度、 A^* ：材料定数である。図4-9に850℃での定常状態でのクリープひずみ速度と公称応力の関係を示す。この図から次式が成り立つことがわかる。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma_g^{m_c} \quad (4-30)$$

ここで、 σ_g は公称応力、 A_1 と m_c は材料定数である。

(4-19)と(4-20)式より切欠き試験片に対してクリープひずみ速度は、次式のようになる。

$$\dot{\epsilon} = A_c \sigma_g^{m_c} \exp\left(-\frac{\Delta H_c}{RT}\right) \quad (4-31)$$

ここで、 A_c は材料定数である。

ハステロイXRのクリープ破断時間をDEN試験片では定常状態クリープひずみ速度、平滑試験片では最小クリープひずみ速度に対してプロットした図を図4-10に示す。同一のクリープ破断時間に対して、切欠き試験片のクリープひずみ速度の方が平滑試験片に比べて約2倍ほど速くなっている。Monkman-Grant⁽²³⁾の実験式は、平滑試験片に対して得られた実験結果であるが、この関係は切欠きおよび平滑試験片の両方に対して本質的に有効である。この結果から、クリープ破断時間に及ぼす切欠き効果が t_f との関係での異なったデータバンドとして評価できることがわかった。

切欠き試験片および平滑試験片のクリープ破断時間をLarson-Millerパラメータ⁽¹²⁾で評価した結果を図4-11に示す。同一公称応力に対して、切欠き試験片のクリープ破断時間が、平滑試験片の1/10～1/3程度のクリープ破断寿命となっている。

クリープ破断後の平滑試験片および切欠き試験片について、光学顕微鏡および走差型電子顕微鏡によって破断部および破断部近傍の組織観察を行った。図4-12に破断後の平滑試験片および切欠き試験片の観察結果を示す。粒界にホールや微小き裂が観察され、破面は粒界破面となっていた。図4-12に示すように、実験を行った温度および公称応力条件下での全ての切欠き試験片に対して、粒界割れがき裂が発生および伝播した破面に観察された。

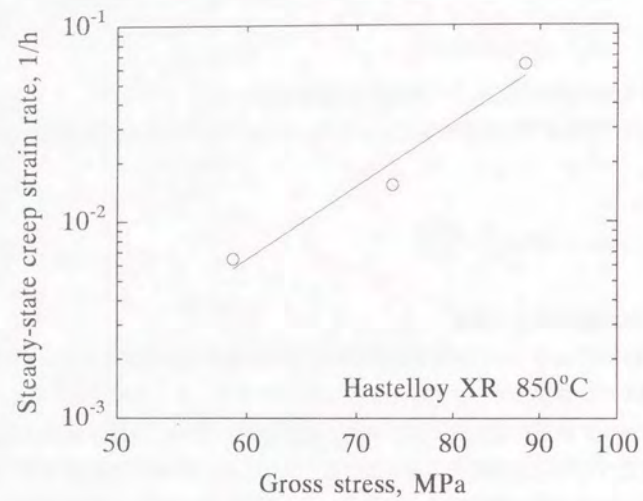


図4-9 クリープひずみ速度と応力の関係

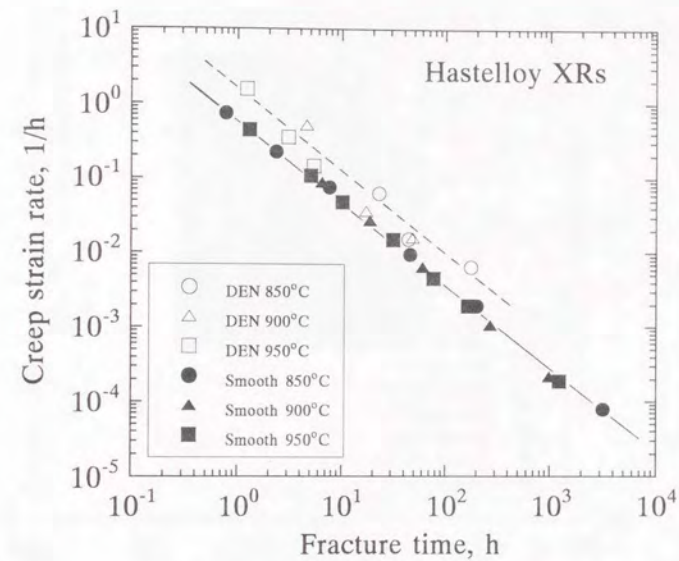


図4-10 クリープ破断時間とクリープひずみ速度の関係

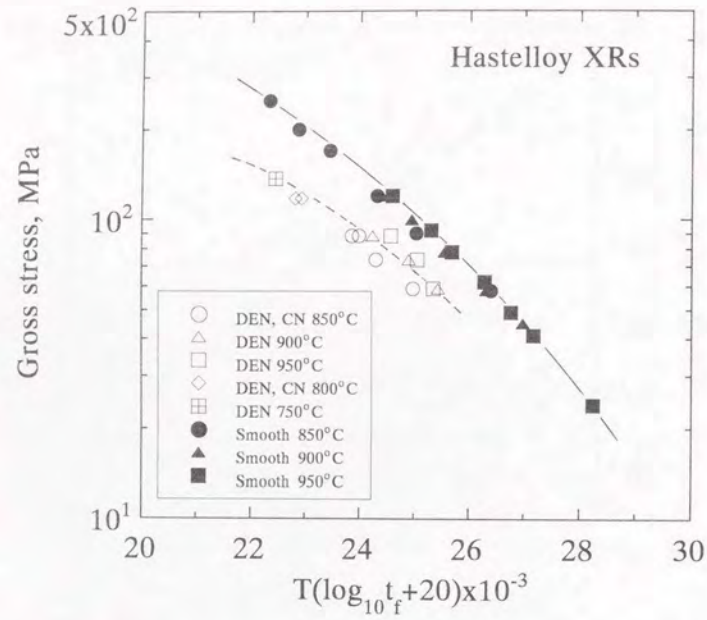


図4-11 Larson-Millerパラメータによるクリープ破断時間評価

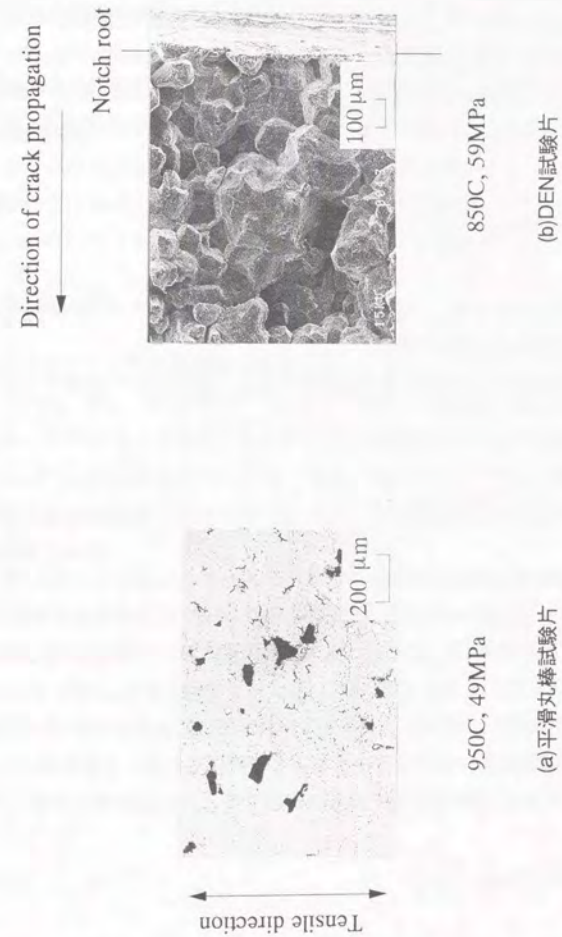


図4-12 破断部および破断部近傍の組織観察結果

4. 3. 3 考察

本来クリープき裂伝播速度は、その構造材料を用いた構造物の余寿命を予測する寿命則を導くために求めるものであることから、それが可能な形での定式化が必要であると考えられる。 Q^* パラメータは、以下に示すように da/dt の積分が可能でクリープ破断寿命を求められる特徴を持っている。

き裂成長速度の構成式（(4-13) および (4-14) 式）を初期き裂長さ a_0 から最終き裂長さ a_c まで積分することによりクリープ破断寿命を導くことができる。⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽²⁴⁾

$$t_f = \frac{1}{A_f \sigma_g^{m_f} \exp\left(-\frac{\Delta H_g}{RT}\right)} \quad (4-32)$$

ここで、 $m_1 = \beta_0/RT$ 、 $m_g = m_0 + m_1$ 、 $A_0 = A(W/W_0)^4(\alpha/\beta G \sqrt{b})^{m_1}$ 、 α : $K = \alpha \sqrt{a} \sigma_g$ における係数、 $A_f = A_0\{(m_1-2)/2\}a_0\{(m_1-2)/2\}$ である。

またクリープ破断寿命式の両辺の自然対数をとると、形式的に次式ようになる。⁽²³⁾⁽²⁴⁾

$$T \left\{ \ln t_f + C(\sigma_g) \right\} = \frac{f(\sigma_g)}{R} \quad (4-33)$$

この式は、平滑試験片に対するLarson-Millerパラメータと形式的に一致している。この式を用いて切欠き試験片および平滑試験片のクリープ破断時間を評価した結果を図4-11に示す。ここでは $C(\sigma_g)$ は $f(\sigma_g)$ に比べて応力依存性が小さいので、 $C(\sigma_g) = C_0$ とみなし、 $C_0 = 20$ とした。したがって、 Q^* パラメータを積分することによりLarson-Millerパラメータと形式的に同一のパラメータが導かれ、これによりクリープ破断寿命に及ぼす切欠き効果を同一のパラメータによって評価できることがわかった。

一方(4-21)および(4-22)式の両辺をそれぞれ乗算すると、次式が得られる。⁽¹³⁾

$$t_f \dot{\epsilon} = M \sigma_g^m \exp\left(-\frac{\Delta H'}{RT}\right) \quad (4-34)$$

ここで、 $M = A_c/A_f$ 、 $m = m_c - m_g$ 、 $\Delta H' = \Delta H_c - \Delta H_g$ である。

したがって、 Q^* パラメータとクリープ変形速度から導かれた(4-34)式は、 $m_c = m_g$ 、 $\Delta H_c = \Delta H_g$ の時、右辺が定数となりMonkman-Grant⁽²³⁾の実験式と形式的に一致する。

これは、切欠き試験片および平滑試験片に対して、ほとんど同じ変形あるいは損傷メカニズムを示している破面観察結果とも一致する。また $m_c = m_g$ 、 $\Delta H_c = \Delta H_g$ の時(4-34)式右辺は σ_g と T の関数となる。延性材料は前者の性質を示し、(4-34)式右辺は材料によってそれぞれ異なる定数となる。⁽¹³⁾それに対して脆性材料は後者の性質を示し、(4-24)式右辺は σ_g と T に対して一定の傾向をもって変化する。⁽¹³⁾

すなわち本評価法は、初期のクリープひずみ速度よりクリープ破断寿命を評価するMonkman-Grantの寿命評価の適用性だけでなく、種々の材料のクリープ変形抵抗性の相違を識別評価することができる。

一方クリープき裂伝播速度は $1/t_f$ に、 C^* 積分は $\dot{\epsilon}$ に対応していることから(4-34)式より次式が導かれる。

$$\frac{C^*}{da/dt} = M \sigma_g^m \exp\left(-\frac{\Delta H'}{RT}\right) \quad (4-35)$$

(4-35)式よりクリープき裂伝播速度をクリープ積分 C^* で評価する際、両者が対応するのは $m_c = m_g$ 、 $\Delta H_c = \Delta H_g$ の時のみであり、それ以外の場合 C^* 積分は応力・温度依存性を示す。したがって(4-35)式よりクリープき裂伝播速度は C^* 積分と厳密には対応していないことがわかる。ハステロイXRについてクリープ積分 C^* によるクリープき裂伝播速度評価結果において応力依存性や温度依存性がみられたのはこのためであると考えられる。

4. 4 結言

本章ではハステロイXRの4. 2節クリープき裂進展特性および4. 3節クリープ破断寿命評価に関する検討を行った結果、次の結論を得た。

4. 2節 クリープき裂進展挙動

(1) ハステロイXRのクリープき裂伝播速度は、アレニウス型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 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。

4. 3節 クリープ破断寿命評価

(1) Q^* パラメータから導いたクリープ破断寿命とひずみ速度との関係は、平滑材と切欠き試験片のクリープ破断寿命を比較評価することが可能であることを示した。

(2) Q^* パラメータを積分することによりLarson-Millerパラメータと形式的に同一のパラメータが導かれるが、これにより平滑材と切欠き材のクリープ破断寿命を同一のパラメータにより比較評価し、クリープ破断寿命に及ぼす切欠き効果を明らかにした。

(3) Q^* パラメータから導いた(3-33)式を共通のパラメータとして、種々の温度、応力条件下での切欠き試験片のクリープ破断寿命を平滑試験片の結果を含めて比較評価できることがわかる。またこれは Q^* パラメータから導いたパラメータ ($T(\log_{10} \dot{\epsilon} + 20) \times 10^{-3}$) が、試験片形状や材料の延性の違いなど種々のものを共通パラメータで比較評価できるという工学的価値を持つことを示している。

第4章の参考文献

- (1) 菊地、横堀(寿)、二川、武藤、横堀(武)、材料強度学会誌、Vol.21, No.2 pp.69-86 (1986).
- (2) M. J. Sivers and A. T. Price, Int. J. Fracture 9, (1973) p.199.
- (3) T. Yokobori and H. Sakata, Eng. Fract. Mech.13, (1979) pp.509-522.
- (4) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori, T. Kuriyama, T. Kako and Y. Kaji, Proc. Int. Conf. Creep, JSME, IME, ASME, ASTM, (1986) pp.135-140.
- (5) J. D. Landes and J. A. Begley, ASTM STP 590, (1976) P.128.
- (6) 大路、小倉、久保、機論、44(1975) p.1831.
- (7) S. Taira, R. Ohtani and T. Kitamura, Trans. ASME J. Eng. Mat. and Tech. 101, (1979) p.154.
- (8) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori, H. Tomizawa and H. Sakata, Trans. ASME, JEMT 105, (1983) pp.13-15.
- (9) A. T. Yokobori, Jr., H. Tomizawa, H. Sakata, T. Kako and T. Kuriyama, Eng. Fract. Mech. 28, No.5/6 (1987) pp.805-816.
- (10) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Advances in Fracture Research, Proc. of the ICF7, 2, (1989) pp.1723-1735.
- (11) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Eng. Fract. Mech. 31, No.6 (1988) pp.931-945.
- (12) F. R. Larson and J. Miller, Trans. ASME Vol.74, pp.765-775 (1952).
- (13) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori and T. Nishihara, Eng. Fract. Mech., 40, pp.737-748 (1991).
- (14) A. T. Yokobori, T. Yokobori and T. Kuriyama, ASTM STP 942, pp.236-256 (1988).
- (15) W. F. Brown, Jr. and J. E. Srawley, ASTM STP410, (1967).
- (16) T. Yokobori, A. T. Yokobori, H. Sakata and I. Maekawa, Three dimensional constitutive relations and ductile fracture (S. Nemat-Nasser, ed.), North-Holland Pub., p.365 (1981).
- (17) T. Yokobori and A. T. Yokobori, Advances in Fracture Research, Proc. of ICF6, Vol. 1, p.273 (1985).
- (18) VAMAS TWP REPORT (1989) Versailles Project on Advanced Materials and

Standards, A State-of-the-art Report Issue 1, pp.73-84.

(19) 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)、pp.503-514.

(20) 加治、武藤、JAERI-M 89-210 (1989).

(21) 加治、武藤、JAERI-M 91-023 (1991).

(22) Y. Kaji, Y. Muto and K. Tachibana, Proc. of the Fifth Int. Conf. on Creep of Materials, JSME, IMechE, ASME, ASTM, pp.101-109 (1992).

(23) F. C. Monkman and N. J. Grant, Proc. ASTM Vol.56, pp.593-620 (1956).

(24) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures Edited by B. Wilshire and R. W. Evans, The Institute of Materials, pp.81-97 (1993).

第5章 微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価

5. 1 緒言

火力、原子力発電プラントで使用される主要機器、構造物では、クリープ疲労により生じた結晶粒界での微小なボイドの発生、成長や表面での微小き裂の発生、成長といった損傷が長時間運転に伴って累積することが知られている。しかし従来のクリープおよびクリープ疲労損傷評価法では、このような微視的な損傷進行との対応が明確ではない。

また従来の損傷力学による損傷評価法では内部損傷に相当するボイドを等方的に配置した空洞と仮定して、破断試験から発展式を定義しようとしており、具体的に実際のボイド成長、合体を考慮するまでには至っていない。このためさらに高精度で普遍的な損傷評価法を確立するためには、微視的な損傷機構の把握とこれを評価法へ反映させる必要があると考えられる。

粒界におけるボイド核発生の機構は、粒界すべりによる応力集中、粒界析出物の影響などが考えられるが十分に明らかになっていない。重要なことは変形機構が粒界拡散だけでなく、転移クリープ領域でも破壊はボイドの合体により粒界で生じることであると考えられる。

クリープ変形する多結晶体のモデルを図5-1に示す。結晶粒が力学的に無拘束な場合、すなわち応力軸に垂直な粒界(垂直粒界)上では負荷応力 σ_∞ =局所応力 σ_b 、および応力軸に対して傾いた粒界(傾斜粒界)は容易にすべると仮定したモデルでは、ボイドの成長速度 \dot{a} は次式⁽¹⁾で表される。

$$\dot{a} = \frac{2\Omega a D_b \{ \sigma_\infty - \sigma_b (1-f) \}}{kT h(\psi) a^2 q(f)} \quad (5-1)$$

ここで、 $q(f)=2\ln(1/f)-(3-f)(1-f)$ である。

これに対して、多結晶構造体ではすべりの阻害あるいは不均一に発生した粒界ボイドにより、結晶粒の運動に対して拘束が起こりうる⁽²⁾。その結果、垂直粒界上の荷重は傾斜粒界に再配分され、 $\sigma_\infty > \sigma_b$ となる。この拘束モデルでは、ボイドの成長

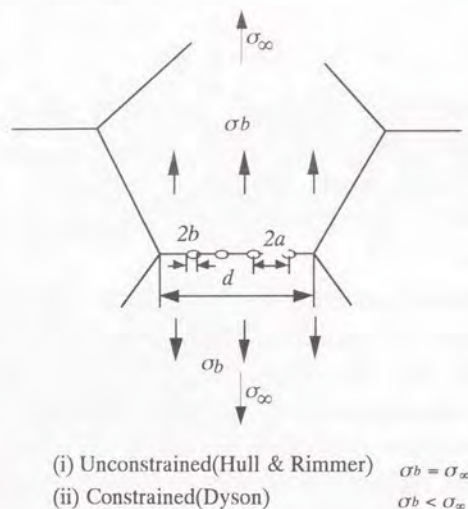


図5-1 クリープ変形する多結晶体のモデル

は減速され、ボイドが拡散機構により成長する場合でも、全体の变形は転移の運動（マクロなクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_s$ ）に支配される。この拘束条件下では、ボイド成長速度⁽³⁾は、

$$\dot{a} = \frac{ab^2 d \dot{\epsilon}_s}{4h(\psi)a^2} \left\{ 1 - (1-f) \frac{\sigma_b}{\sigma_\infty} \right\} \quad (5-2)$$

となる。クリープべき乗則の材料では $\alpha \sim 1.8$ 、 d は結晶粒径である。ボイド合体まで積分すると、(5-2)式は Monkman-Grant⁽⁴⁾ の関係式と同等になるが、(5-1)式の場合には異なる。さらに結晶粒のすべりによる剛体運動が可能な無拘束モデルの場合（2次元）でも、3次元多結晶構造体の变形拘束を考えると、結晶粒自身の变形が必要となる⁽⁵⁾。従って、傾斜粒界が容易にすべり、ボイドが粒界上に均一分布する場合でも、べき乗クリープ変形が起こりうる⁽⁶⁾。

また微小な粒界クリープボイドの成長、合体を伴うクリープ破壊を起こす多結晶構造材料では、クリープ損傷量を粒界ボイドで評価する方法が考えられる⁽⁷⁾。このとき、レプリカ法を用いれば粒界の損傷観察、並びにボイドの面積率、ボイド径および生成数密度の測定が非破壊的に可能であり、稼働中プラントの余寿命評価に適用可能となる。

ところで、菊地はSEM鏡筒内で実施したNi基耐熱合金ハステロイXRのクリープ試験により、材料表面のクリープボイド発展段階を詳細に観察した。その結果、マクロな応力負荷方向に垂直な粒界と傾斜した粒界では、ボイドの成長が異なること、並びに粒界に発生した微小なボイドは径が $2 \sim 3 \mu\text{m}$ に成長すると隣のボイドと合体するが、ボイドの合体は同時に生じる訳ではないこと、並びにひとつの粒界における合体がそのままクリープ破壊とはならないことを明らかにした⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。

従来、ハステロイ合金のクリープボイドに関連した実験的研究としては、ボイド生成量の測定（ハステロイX）⁽¹¹⁾、およびクリープボイドが発生している粒界の割合より得られるAパラメータ⁽¹²⁾の測定例（ハステロイXR）⁽¹³⁾が報告されているが、いずれもクリープ試験中断材をもとにしている。

そこで5.2節では、クリープ条件下における同一試験片のSEMを用いたその場観察により得られたボイド成長に伴う粒界の損傷とクリープ寿命との関係を、粒界損傷率パラメータにより定量化し、余寿命評価に適用する方法を新たに提案する。

また5.3節では、クリープ疲労条件下における光学顕微鏡を用いたその場観察により得られたき裂先端近傍に生じる損傷領域の成長挙動とクリープ疲労寿命およ

びき裂成長速度の関係について検討した。ここで本章で用いる主な記号をまとめて記しておくことにする。

[主な記号]

k	ボルツマン定数	T	絶対温度
∂D_0	粒界拡散係数	Q_0	粒界拡散に対する
R	ガス定数		活性化エネルギー
∂D_{b0}	指数関数の係数の初期値	Ω	原子の体積
σ_0	応力	a	ボイドの半径
b	ボイド間隔の半分	f	ボイドの体積比
α	粒界すべりに依存する定数 $h(\psi)$		ボイドの形状に依存する定数
			$(1/\sin^3 \psi)(1 - 1.5 \cos \psi + 0.5 \cos 3\psi)$
t_R	応力上昇時間	t_0	応力上昇時間
t_H	応力保持時間	f	繰返し速度
a	き裂長さ	a_0	切欠き長さ
a^*	実際のき裂長さ	W	試験片板幅の半長
$\Delta\sigma$	応力変動幅値	K	応力拡大係数
σ_g	公称応力		
ϕ	切欠き開口変位	δ	試験片伸び
t	時間	t_f	破断時間
D^*	損傷領域面積		
添字			
a	き裂進展開始時	i	き裂発生時

5. 2 クリープ条件下における粒界損傷機構と粒界損傷率パラメータによる余寿命評価

5. 2. 1 実験方法

用いた材料はハステロイXRで、その化分成分を表5-1に示す。材料はNi基の耐熱合金で、原子炉の使用環境条件でクリープ強度特性が強化されている。材料は1150°Cで1 h 溶体化処理した。

図5-2にその場観察のシステム原理を示す。ここでは、SEMのチャンバー内での加速した電子線、2次電子線、熱電子等のビームを示している。ここでは、試験片表面を観察するために2次電子線を用いた。

図5-3に示すクリープ試験片(2 mmの板材より製作)を電解研磨後、油圧サーボ式の試験機で水平方向に負荷した。試験片とつかみ治具部分は、走査型電子顕微鏡(SEM)の鏡筒内に設置してある。実験は真空度 10^{-6} Pa、800°Cにおいて、平滑試験片に対してはマクロな負荷応力60、80、110 MPa、両側試験片に対しては負荷応力72 MPaで行った。試験片に刻印した2点間の長さを測定することにより、マクロなクリープ歪は精度 $\pm 0.001 \varepsilon$ で求めた。

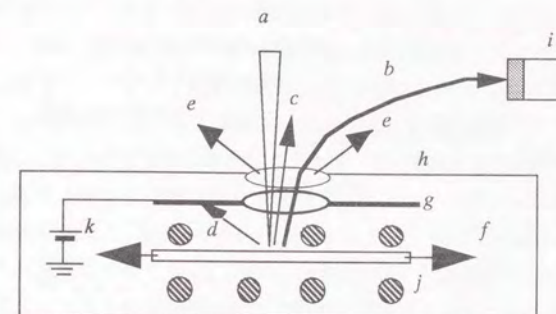
実験ではSEM中の試験片表面のクリープ損傷を、荷重負荷時から試験片の破断まで長時間にわたり観察した。平滑試験片に対しては、矩形観察領域(図5-3)を試験片に予め描き、クリープ実験中、一定時間毎に領域全体の組み合わせ写真を撮影した。観察領域の大きさは、60、110 MPaの場合1 mm \times 0.4 mm、80 MPaの場合1 mm \times 0.2 mmであった。領域内に含まれる結晶の数は約20~40個であった。領域内の結晶粒界を垂直粒界と傾斜粒界に分類した。傾斜粒界の場合、マクロな主応力軸と垂直な方向との角度を30度以上と定義した。領域に含まれた〔垂直粒界の数/傾斜粒界の数〕は、60、80、110 MPaの場合、それぞれ、〔40/60〕、〔20/28〕、〔39/49〕であった。切り欠き試験片に対しては、切り欠き底周辺の領域を繰返し観察し、両側切り欠きからのき裂および切り欠き開口変位は、SEM写真から測定した。

5. 2. 2 実験結果

表5-1 化学成分 (ハステロイXR)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Ni	Al	Ti	N
0.07	0.94	0.31	<0.005	<0.005	21.67	<0.05	8.97	0.49	18.31	<0.001	Bal.	<0.05	<0.05	0.006

Wt%



- a: electron beam
- b: secondary electron beam
- c: backscattered electron
- d: thermal electron
- e: light
- f: specimen loaded to horizontal direction
- g: cover plate
- h: cover plate
- i: light guide
- j: heating coil
- k: biased voltage

図5-2 その場観察のシステム原理

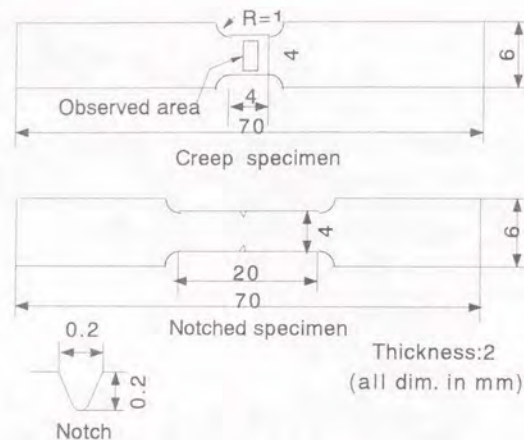


図5-3 クリープ試験片の形状

図5-4は、マクロなクリープ変形曲線を示す。破断時間、破断ひずみ、最小クリープひずみ速度を表5-2に示す。log（応力）とlog（最小クリープひずみ速度）は直線関係を示し、最小自乗法により求めたクリープ指数はほぼ4であった。応力が60、80、110MPaのとき、クリープ破断時間は1117、324、203hであった。

図5-5(a)～(c)は、負荷応力が80MPaの場合に、2000倍で撮影した粒界写真を示す。垂直粒界上のクリープボイドの数が飽和し（左42h）、成長（中109h）、合体（右239h）した過程を示している。粒界に現れたクリープボイドは、ボイド径が2～3 μm に成長して隣のボイドと合体した。合体は、それぞれの粒界で同時に起こらず、また1つの粒界上での合体が試験片の破断ではなかった。破壊に至るまでには更なる変形が必要であった。図中V1～V4で示されるボイドの成長曲線を図5-6に示す。これらの各ボイドについてのlog（応力）とlog（ボイド成長速度）の関係を図5-7に示す。測定したボイドの成長速度は、大きなばらつきを示したが、平均化すると、直線の傾きはほぼ1となった。

ボイドサイズを測定した粒界を含む結晶粒の荷重方向への変形曲線を図5-8に示す。負荷応力が60MPaおよび80MPaの場合には、表面の結晶粒は変形せず剛体のように振舞った。それに対して負荷応力が110MPaの場合には、表面の結晶粒自体が変形した。

また各粒界を詳細観察した結果、次の状態毎に粒界ボイドの発展状態を分類できることがわかった（図5-9参照）。

- (i) 径が0.5 μm 以上のボイド数が飽和した状態
- (ii) ボイドが成長している状態
- (iii) ボイドが合体した状態

図5-10にき裂長さおよび切り欠き開口変位と時間の関係を示す。図5-11(a)-(c)に127、174および225hにおける切り欠きからのき裂成長挙動を示す。127hでは切り欠き周辺の粒界は、ボイド数が飽和した状態で、き裂はボイドの合体によって成長し始めていた。225hではき裂は、ボイドがすでに合体している粒界に進展していた。

5. 2. 3 考察

5. 2. 3. 1 マクロ変形と粒界損傷の関係

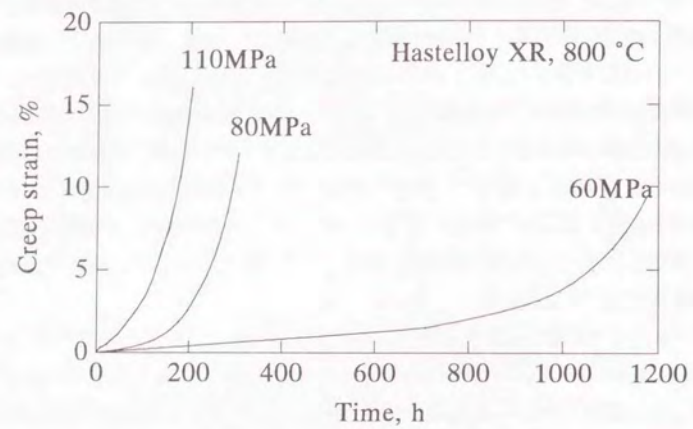
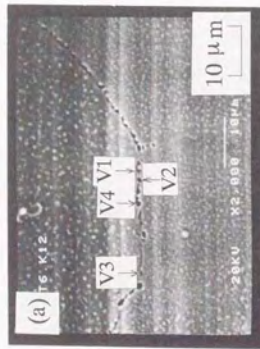


図5-4 マクロなクリープ変形曲線

表5-2 クリープ試験結果

Stress (MPa)	Failure time (h)	Failure strain (%)	Min. creep rate (1/h)
60	1,117	9	2.1×10^{-5}
80	324	15	8.7×10^{-5}
110	203	17	2.0×10^{-4}



(a)42h



(b)109h



(c)239h

図5-5 負荷応力80MPaの場合の粒界ボイド成長SEM観察結果

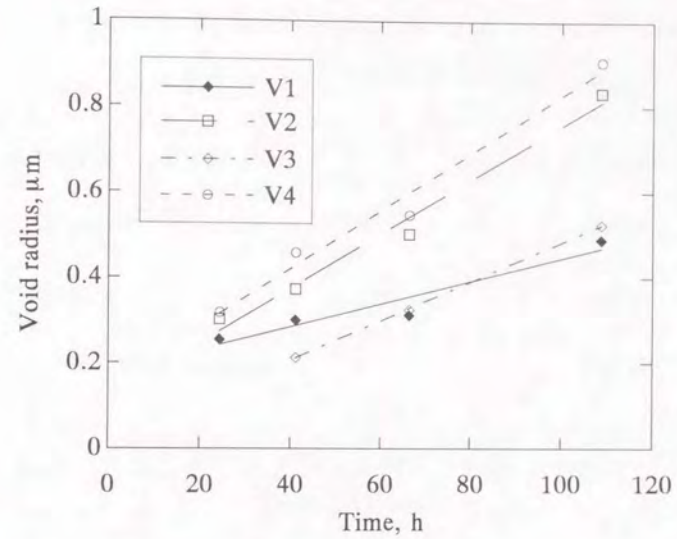


図5-6 ボイド成長曲線（応力軸に直角方向）

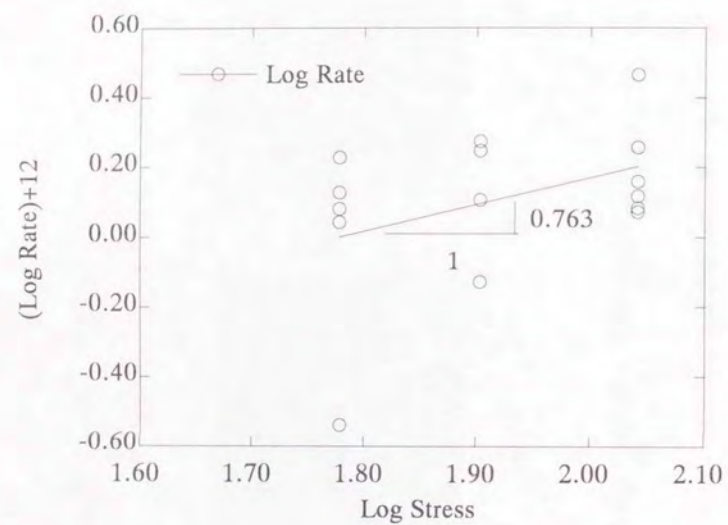


図5-7 ボイド成長速度と負荷応力の関係

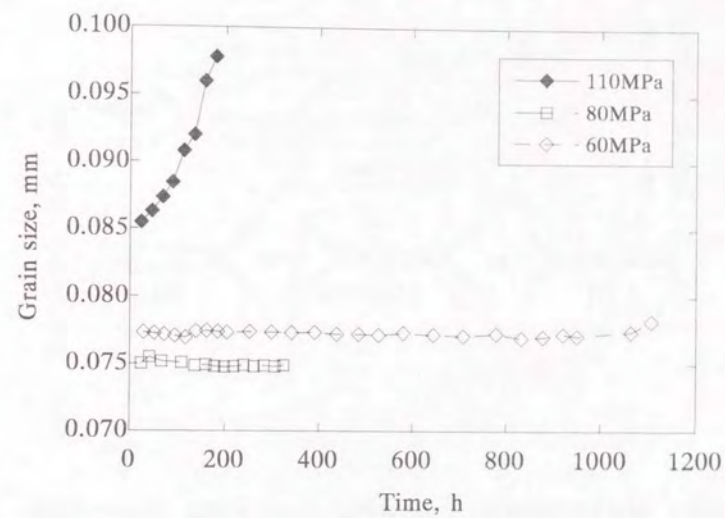


図5-8 結晶粒サイズの変化

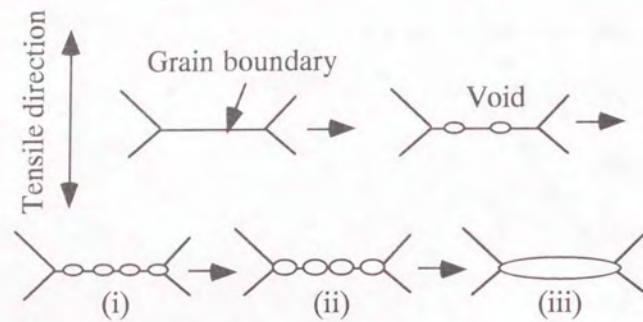


図5-9 ボイドの発展状態 (i)ボイド発生 (ii)ボイド成長 (iii)ボイド合体

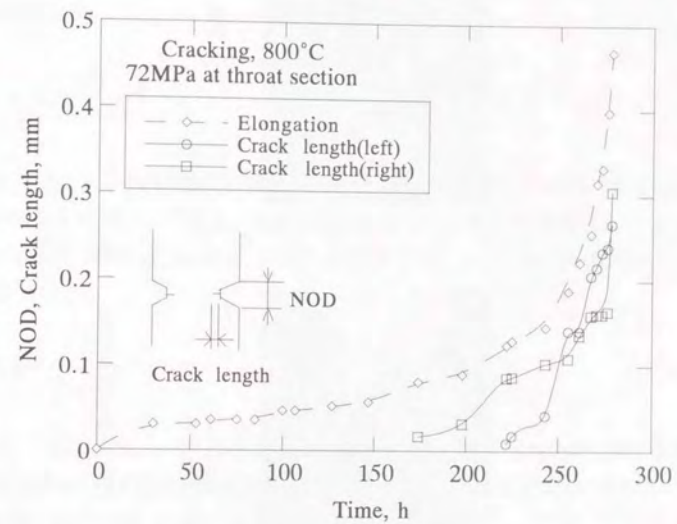


図5-10 き裂長さおよび切り欠き開口変位と時間の関係



(c)225h



(b)174h



(a)127h

図5-11 切欠き底のSEM写真

ボイド成長に拘束条件を仮定した場合でも、 \log （応力）と \log （ボイド成長速度）は勾配（クリープ指数）4の直線となるはずである。しかし図5-7のように、測定値はほぼ1であり、この結果は無拘束モデルに対応することを示唆している。(5-1)式をボイド径の初期値 a_1 より合体時の値 a_2 まで、凝集応力 σ_0 を無視して積分すると、次式が得られる。

$$t_g = \frac{hkT}{2\sigma D_0 \Omega \sigma_\infty} \left(-\frac{2a^3}{3} \ln \frac{a^2}{b^2} - \frac{5a^3}{9} + \frac{4a^5}{5b^2} - \frac{a^7}{7b^4} \right)_{a_1}^{a_2} \quad (5-3)$$

合体までのボイド成長時間 t_g は数分となる。ボイド合体までの時間（垂直粒界で最初に合体した時間として定義）の測定値である500、180、110hと比較すると、(5-3)式の予測値は図5-12に示すように余りに短すぎる。一方(5-2)式を積分すると、次式のようになり、

$$t_g = \frac{4h}{3\dot{\epsilon}_\infty \alpha d b^2} (a_2^3 - a_1^3) \quad (5-4)$$

t_g は510、123、37h ($s=60, 80, 110\text{MPa}$)となる。60MPaではほぼ測定値に一致し、110MPaでは予測値が測定結果より短かった。なお、計算では $h=0.6$ 、 $a=1.8$ 、 $d=50\mu\text{m}$ 、 $a_2=1.2\mu\text{m}$ 、 $a_1=0\mu\text{m}$ とした。

以上の結果、ハステロイXRのクリープボイドは拡散機構により成長するが、全体の変形はマクロなクリープひずみ速度に支配されると考えられる。さらにこの時試験片のマクロな変形速度を表すクリープ指数はほぼ4であり、これは変形機構が転位クリープであることを示している。しかし表面近傍の結晶粒は低応力ではほとんど変形せず剛体のように振る舞った。したがって、低応力では、表面近傍と内部では変形機構が異なる。表面の結晶粒はボイド合体後、粒界割れによって試験片全体の変形と釣り合うことになる。

5. 2. 3. 2 粒界損傷率

ボイド数の飽和、成長および合体した粒界の数と、観察粒界総数との比（いずれの数も垂直粒界と傾斜粒界を区別する）で表した量により粒界損傷率（Dパラメー

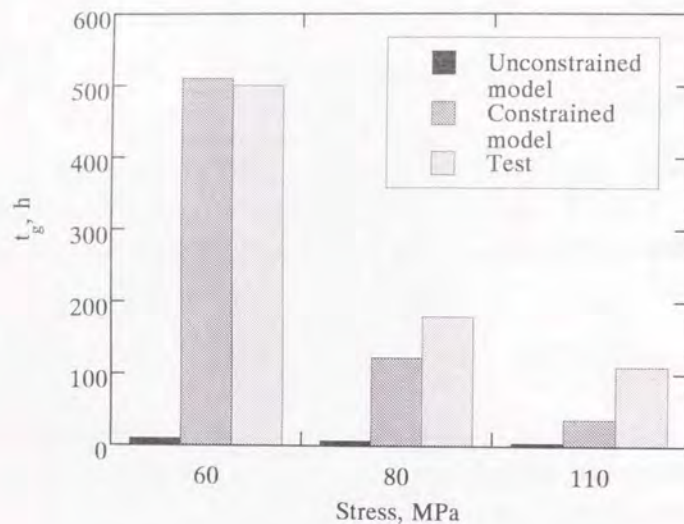


図5-12 ボイド成長時間の比較

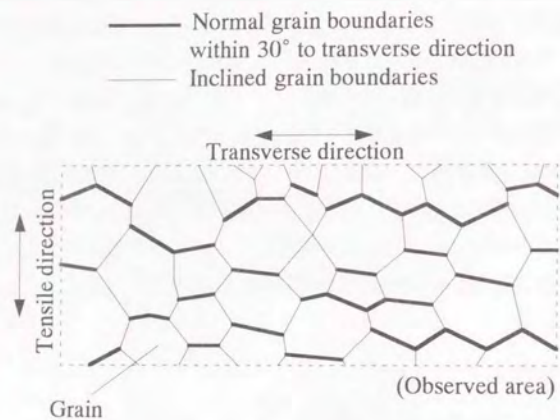
タ)を定義する(図5-13)。状態(i)、(ii)、(iii)に対応した粒界損傷率を以後、ボイド発生、ボイド成長およびボイド合体の粒界損傷率と呼ぶこととする。ここでは、図5-5に示したように径が2~3 μm で合体したボイドに着目しているので、ある粒界で4個のボイドが成長して合体したとすると、粒界にそれらの4個のボイドが観察されたときが状態(i)である。したがって、状態(i)はボイドが合体したあとからわかることになり、その場観察で得られる観察結果の特徴のひとつである。

粒界損傷率とそれまでに消費した時間をクリープ破断時間で無次元化した時間分数(以後、時間分数と呼ぶ)との関係を図5-14(a)~(f)に示す。傾斜粒界の損傷は垂直粒界より遅れることがわかる。状態(iii)に対応する合体の粒界損傷率は、垂直粒界、傾斜粒界それぞれの場合において、負荷応力に依らず、時間分数に対しひとつの特性として表すことが可能であった。これに対して、ボイド発生およびボイド成長の粒界損傷率は、応力が高いほど損傷率が低いという応力依存性を示すことが明らかになった。

5. 2. 3. 3 余寿命評価への応用

実験的に得られたクリープボイド合体の粒界損傷率と時間分数との関係を利用して、プラントの余寿命評価を行う方法が考えられる。そのフローチャートを図5-15に示す。観察領域より損傷がより早く生じる垂直粒界を抽出し、ボイドが合体した粒界の数、領域に含まれる粒界の全数を数え、Dパラメータを計算する。実験的に得られる垂直粒界の粒界損傷率曲線(図5-16)に従って、余寿命を評価し、ある許容損傷率 D_c を限度として、次の運転期間を定める。高温クリープ領域で余寿命評価の対象と考えられる伝熱管、シェル構造物に働く主な荷重は、圧力および熱応力であり、高温運転時の最大応力方向はプラントの定常運転条件に対応して一定となる。このような場合に、粒界損傷率曲線のある特定の応力について求めれば、本余寿命評価法は有効と考えられる。

提案した粒界損傷率パラメータを、従来より用いられているAパラメータ法⁽¹²⁾と比較すると、粒界の損傷状態をボイドの合体により定義した点が異なる。粒界ボイドの成長状態(ii)も損傷粒界の数として数えた場合には、図5-14より明らかなように、時間分数に対するAパラメータは応力依存性により大きなばらつきを示すことになる。合体の粒界損傷率を、ここで提案した図5-13に示した方法で求めた場合と、



$$\text{D - parameter} = \frac{nd}{nt}$$

where

Number of damaged grain boundaries= nd

Number of total grain boundaries= nt

図5-13 粒界損傷率 (Dパラメータ)

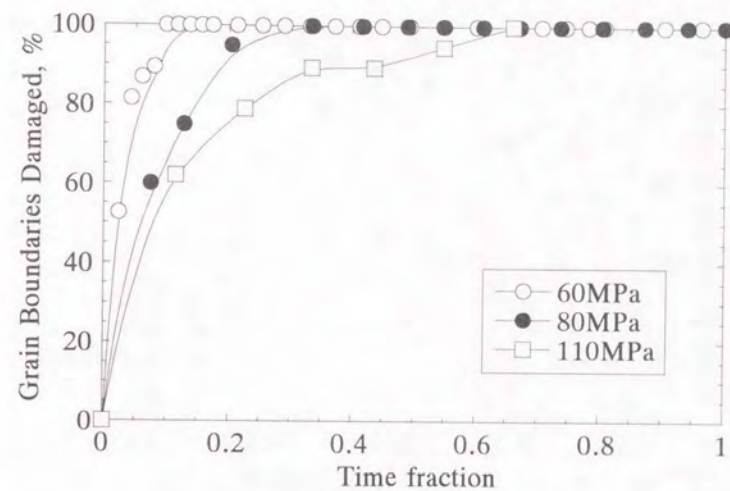


図5-14(a) ボイド発生状態での垂直粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

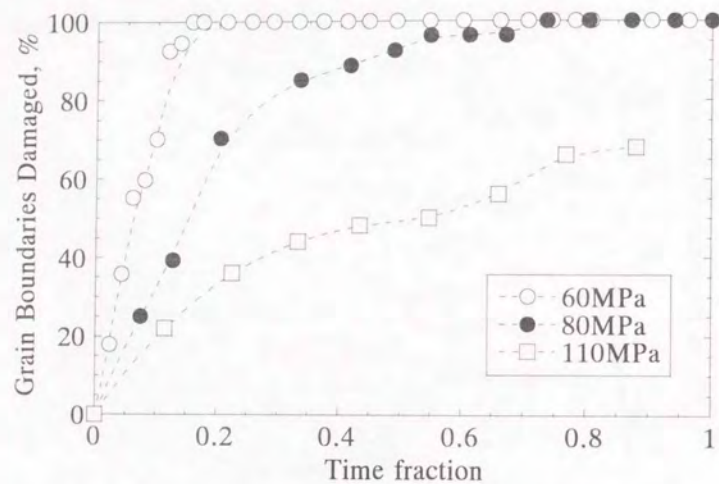


図5-14(b) ボイド発生状態での傾斜粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

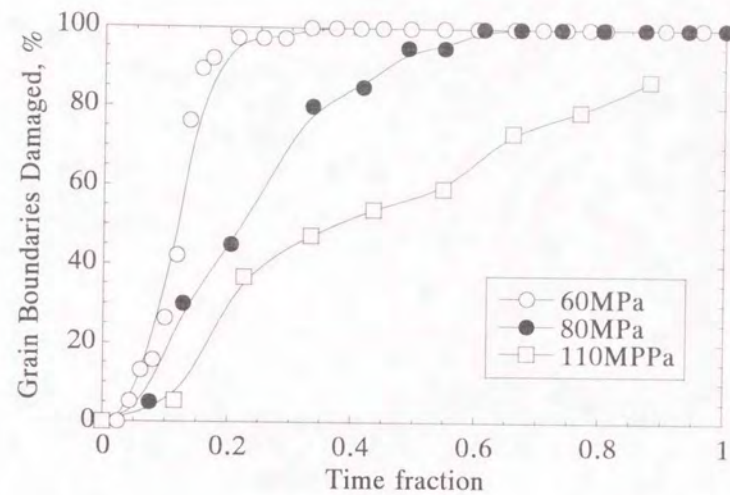


図5-14(c) ボイド成長状態での垂直粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

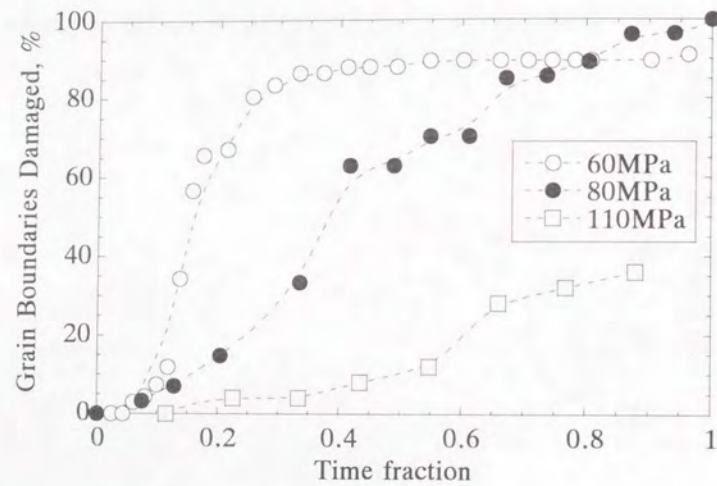


図5-14(d) ボイド成長状態での傾斜粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

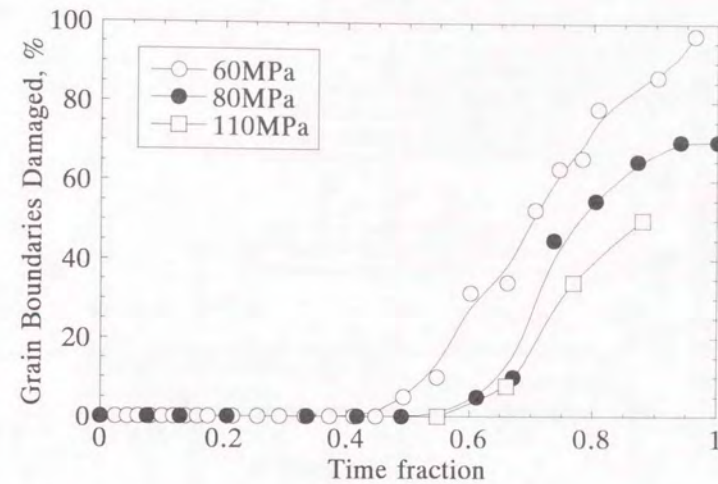


図5-14(e) ボイド合体状態での垂直粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

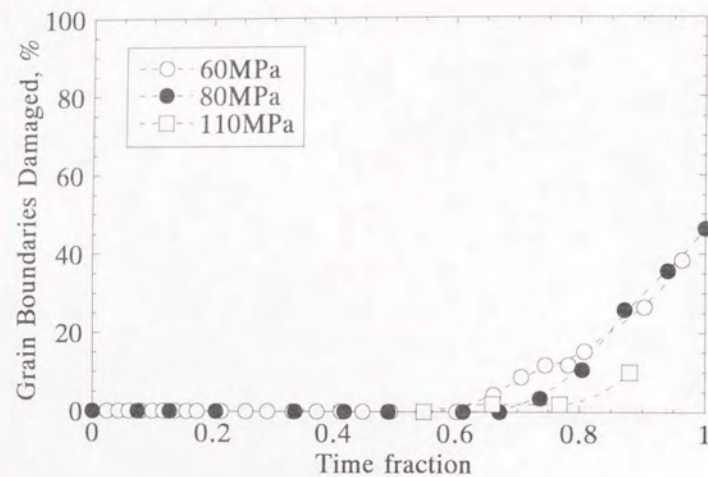


図5-14(f) ボイド合体状態での傾斜粒界における粒界損傷率と時間分数の関係

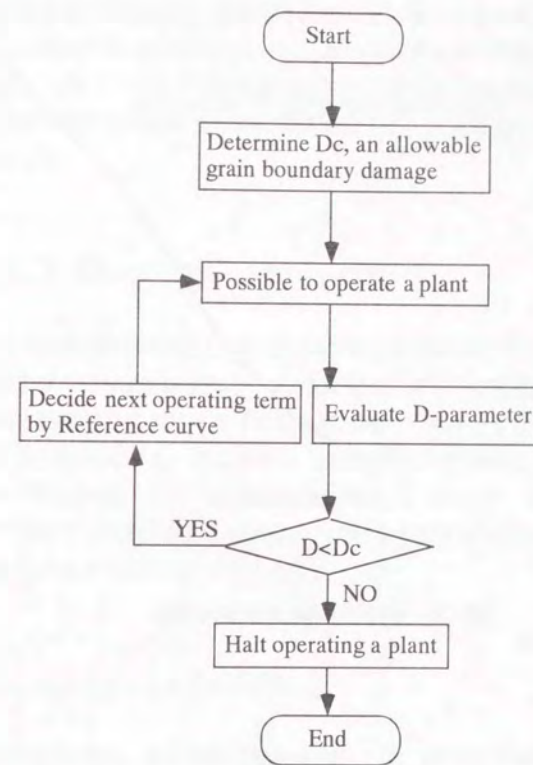


図5-15 余寿命評価法のフローチャート

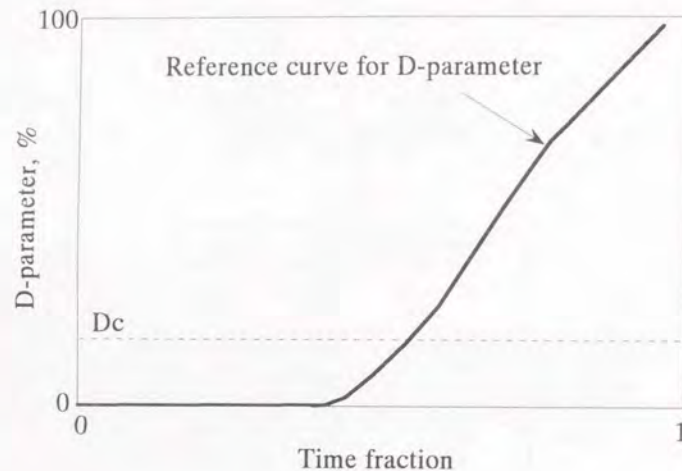


図5-16 垂直粒界の粒界損傷率曲線

Aパラメータの測定方法に従って求めた場合とを比較した結果（60MPa）の例を図5-17に示す。Aパラメータ測定値（3 平行線）は大きくばらつき、平均化により垂直粒界と傾斜粒界のほぼ中間値に収れんした。粒界損傷率パラメータの場合には、観察領域内の垂直粒界の損傷に着目するため、より早く損傷の検出が可能となることがわかる。ボイラなどに利用されているクリープボイドの形態による損傷評価法⁽¹⁴⁾と比較しても、垂直粒界と傾斜粒界を区別すること、および負荷応力に依らない粒界損傷率曲線で余寿命を定量的に評価できることが粒界損傷率パラメータの特徴となっている。

5. 2. 3. 4 粒界ボイド合体と3次クリープ開始点

粒界ボイドの生成量の増加とともにクリープ損傷量が累積してくると、3次クリープ変形が始まり、変形速度が加速される。図5-18は、クリープ破断時間、3次クリープ開始時間と垂直粒界におけるボイド合体開始時間、すなわちDパラメータ>0となる時間とを比較している。低応力では、垂直粒界におけるボイド合体開始時間が3次クリープ開始時間より早い傾向が認められた。したがって、既存の高温構造設計基準⁽¹⁵⁾における設計基準の目安のひとつである3次クリープ開始時間制限内で、余寿命を評価することが可能と考えられる。

5. 2. 3. 5 クリープき裂進展挙動

図5-10に示すように、切り欠き試験片に対しては、寿命の最後の40%の期間にき裂は成長している。図5-11に示すように、粒界上のボイドが十分成長し、合体するには十分な時間がかかる。連続観察によりき裂が発生する前に、切り欠き底のボイドが発生している粒界を観察することができる。図5-11(c)は、表面で0.1mmに成長したき裂を示している。一般に標準試験法として用いられる電気ポテンシャル法では、およそ0.1mm以上のき裂を検出できる。最小き裂長さは、2結晶粒と同じ大きさである。図5-11(b)ではき裂長さは1結晶粒以内である。これをき裂あるいは部分的に損傷を受けた粒界と同定するべきかどうかは不明確である。そこで表面き裂の大きさを内部まで貫通した長さで仮定して、図5-19にクリープき裂成長速度を第4

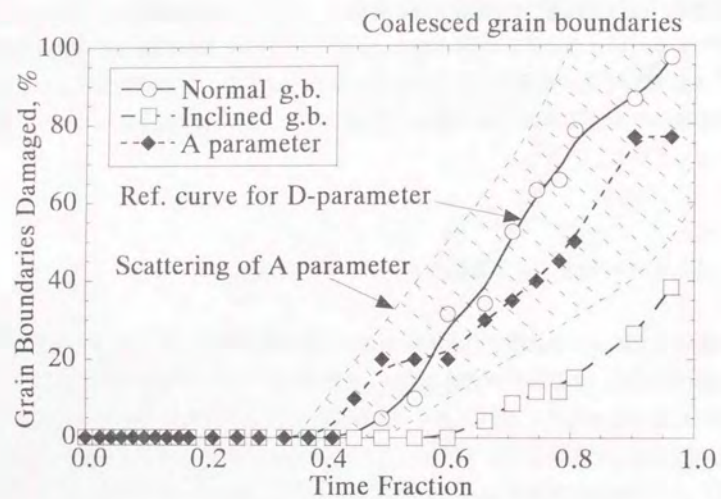


図5-17 粒界損傷率パラメータ（Dパラメータ）とAパラメータの比較

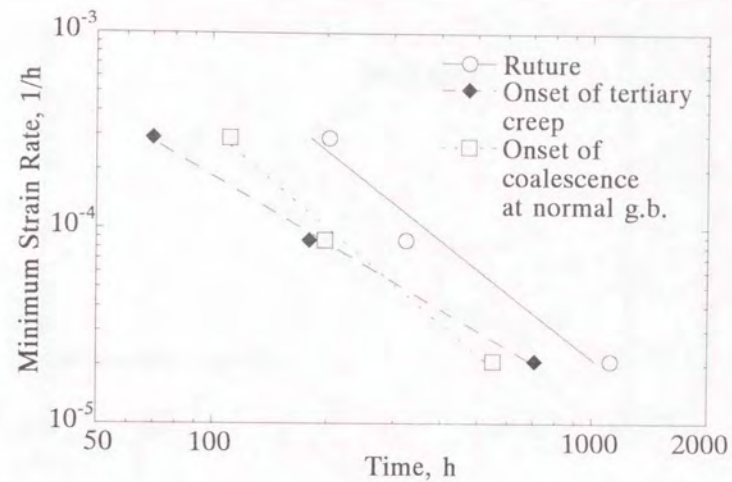


図5-18 クリープ破断時間、3次クリープ開始時間および垂直粒界におけるボイド合体開始時間の比較

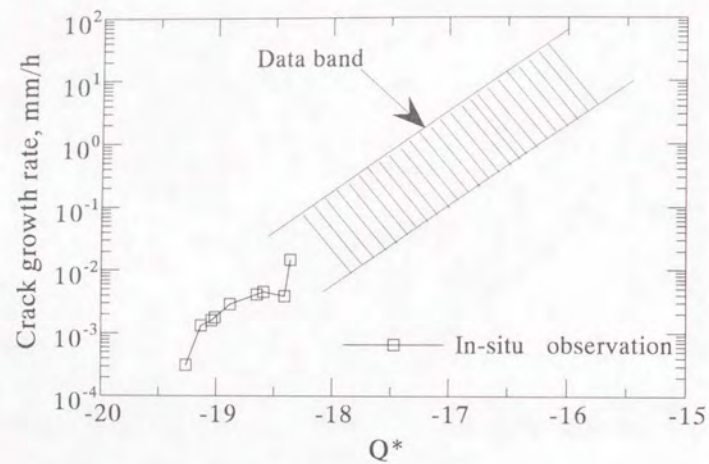


図5-19 Q^* パラメータによるクリープき裂成長速度評価

章で求めた Q^* パラメータにより評価した結果を示す。図中に第4章の結果をデータバンドとして示している。図5-10の結果から推定されるように、き裂成長速度のテール部は見られず、またき裂は試験片の変形が加速し始めたときに成長し始めた。

5. 3 クリープ疲労条件下における損傷領域の成長挙動と寿命の関係

5. 3. 1 実験方法

供試材は、板厚 1mm、1050℃溶体化処理したSUS304ステンレス鋼で、その化学成分を表5-3に、室温における機械的性質を表5-4に示す。試験片としては、図5-20に示すような試験片平行部の板幅が4mmで、その両側にV形切欠きを付けた両側切欠き試験片（DEN試験片、弾性応力集中係数 $\alpha=4.84$ ）を用いた。試験片は、試験片軸方向と圧延方向を一致させるように採取した。試験片表面は、機械加工後、エメリー紙40番から2000番まで研磨し、その後バフ研磨で仕上げて実験に供した。

試験機としては、試作改良した観察窓付高温クリープ・疲労試験機を用いた。本試験機は、8ビットマイクロコンピュータにより図5-21に示すように、1 cycle中の負荷応力波形の応力上昇時間 t_R 、応力下降時間 t_D および応力保持時間 t_H をそれぞれ独立に変化させることが可能である。ここで、繰返し速度 f を次のように定義する。

$$f = \frac{1}{t_R + t_D + t_H} \quad (5-5)$$

したがって、繰返し速度 f を t_R 、 t_D および t_H により制御することができる。また、実験中、真空度1.3mPa以下の保持のもとで、100倍率の高温顕微鏡にて、き裂長さ、切欠きの変形、金属組織損傷領域の成長挙動を試験を中断することなく連続観察、写真撮影できる特徴を有している。試験温度は、試験片切欠き近傍にスポット溶接した熱伝対により測定し、試験中の温度変動は $\pm 5^\circ\text{C}$ 以下とした。表5-5に示すように公称応力 $\sigma_g=191\text{MPa}$ 、温度 650°C の条件において応力上昇時間 t_R と応力下降時間 t_D の等しい対称三角応力波形について、繰返し速度 f を $1\text{Hz}\sim 0.0017\text{Hz}$ まで3オーダーにわたって変化させて実験を行った。また表5-6に示すように公称応力 $\sigma_g=191\text{MPa}$ 、温度 680°C の条件において応力上昇時間 t_R と応力下降時間 t_D を繰返し数依存領域である 0.5s として応力一定保持時間 t_H を 2s 、 9s に変化させた実験を行った。また、横堀らが行った $t_H=1\text{min}$ 、 10min の結果⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁹⁾も含めて考察した。応力比 R は零とした。応力拡大係数幅値 ΔK は(5-6)式および(5-7)式を用いて求めた。⁽²⁰⁾

$$\Delta K = \alpha \sqrt{a} \sigma_g \quad (5-6)$$

表5-3 化学成分（SUS304鋼）

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0.07	0.71	0.68	0.031	0.003	18.45	9.12

wt%

表5-4 室温における静的機械的性質 (SUS304鋼)

Yield stress (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
275	644	53

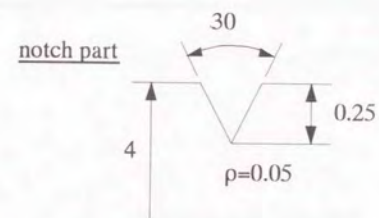
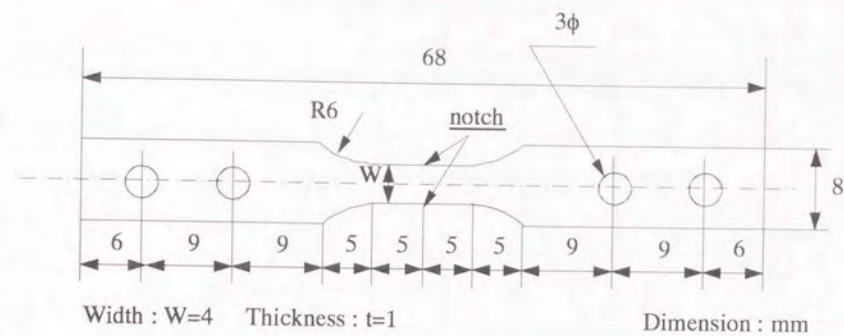


図5-20 両側切り欠き試験片の形状および寸法

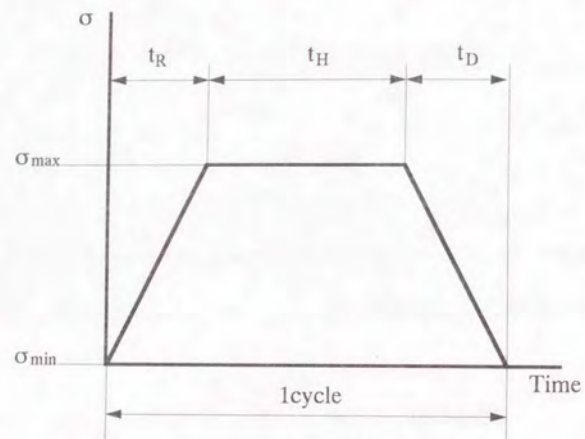


図5-21 負荷応力波形

表5-5 実験条件（繰り返し速度特性）

Gross stress MPa	Temperature C	Rising time s	Descending time s	Hold time s	Frequency Hz	Wave form
191	650	0.5	0.5	0	1	Triangular wave
		5	5		0.1	
		10	10		0.05	
		15	15		0.033	
		300	300		0.0017	
		CREEP				

表5-6 実験条件（応力保持時間特性）

Gross stress MPa	Temperature C	Rising time s	Descending time s	Hold time s	Frequency Hz	Wave form
191	680	0.5	0.5	0	1	Triangular wave
				2	0.33	Truncated wave
				9	0.05	
				CREEP		

$$\alpha = 1.98 + 0.36\left(\frac{a}{W}\right) - 2.12\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 3.42\left(\frac{a}{W}\right)^3 \quad (5-7)$$

ただし、 $a \leq 0.7 W$ 。

5. 3. 2 実験結果と考察

5. 3. 2. 1 き裂成長速度の応力拡大係数幅値による評価

図5-22には繰返し速度 f を1 Hz～0.0017 Hzまで変化させた時の高温疲労き裂成長速度を応力拡大係数幅値で示した。図5-23にはそれぞれ線図で示した。本結果から疲労き裂成長速度は $f=0.05$ Hz ($t_r=t_d=10$ s) の場合を除き、 f の低下とともに低下し、クリープき裂成長挙動と異なって図5-23に示すように、明瞭なⅠ、Ⅱ、Ⅲの3つの領域に分けられることがわかる。また、 $f=0.05$ Hzの場合には初期にき裂成長速度の減速、停留領域が存在して（図5-23のNP領域）、その後加速されており、他の繰返し速度の疲労き裂成長挙動とは異なっている。以上の結果から高温疲労き裂成長挙動は繰返し速度 f を遅くしても、ある f の範囲（本結果における0.05 Hz）を除き共通の疲労き裂成長特性を示し、クリープき裂成長特性に漸近しないことがわかる。

また応力上昇時間 t_r と応力下降時間 t_d を0.5 sとして応力一定保持時間 t_h を2 s、9 sに変化させた時のき裂成長速度 da/dt を応力拡大係数幅値 ΔK に対して示したものを図5-24に示す。ここでクリープの場合は、 $\Delta K=K_{max}$ である。本結果からわかるように、 $t_h=2$ sの条件では、他の条件と比較して da/dt は低下しているが、傾きは、 $t_h=0$ sの高温疲労条件の場合とほぼ平行である。 $t_h=9$ sの条件では、高温クリープ条件と比較して、高温クリープとほぼ同じ進展速度となっている。

5. 3. 2. 2 高温疲労き裂成長速度、破断寿命の繰返し速度特性および応力保持時間特性

応力拡大係数幅値 ΔK をパラメータとした高温疲労き裂成長速度 da/dt の繰返し速度 f

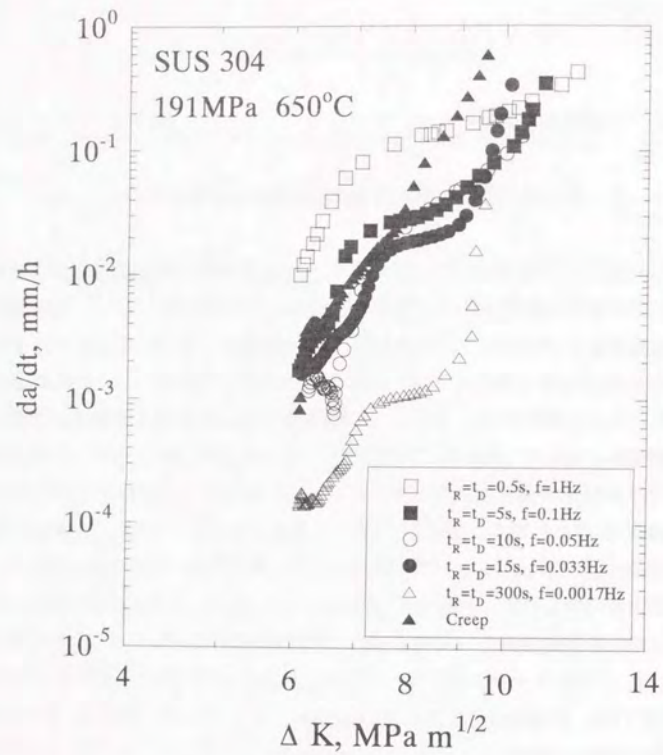


図5-22 繰り返し速度 f を変えたときのき裂成長速度 da/dt と応力拡大係数幅値 ΔK の関係

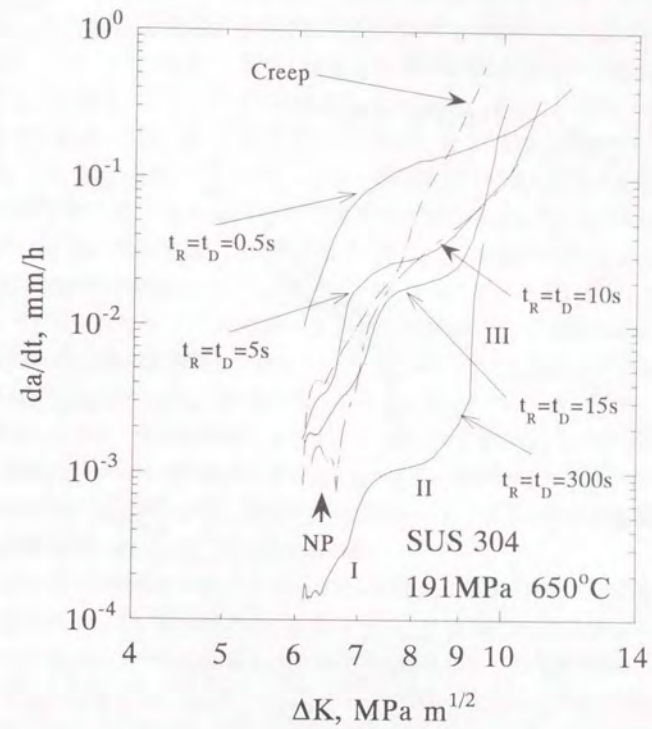


図5-23 繰り返し速度 f を変えたときのき裂成長速度 da/dt と応力拡大係数幅値 ΔK の関係線図

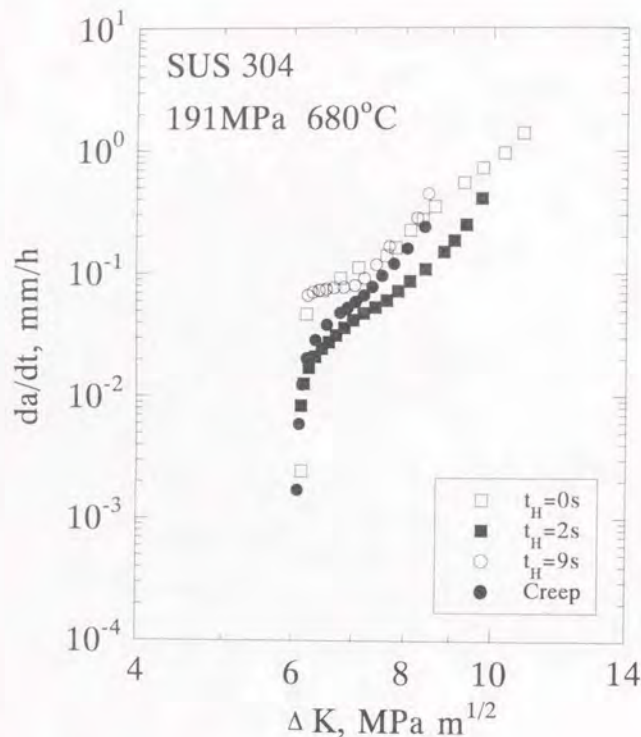


図5-24 応力保持時間 t_H を変えたときのき裂成長速度 da/dt と応力拡大係数幅値 ΔK の関係

特性を図5-25に示す。図中の45°の太い実線は da/dt が繰返し数依存機構のみに従うとしたときの特性である。図5-25にて ΔK が最も小さい6.8MPa $m^{1/2}$ の時の f 特性を以下に述べる。この時 f を低下させると若干時間依存機構が寄与して45°の実線よりゆるやかな傾きの特性となる。(時間依存機構のみに従う場合、 da/dt は f に対して一定となる。) $f=0.05\text{Hz}$ で da/dt は極小値をとり、 $f<0.033\text{Hz}$ においては再びほぼ45°の直線となる特性(繰返し数依存機構のみによる特性)を示し、0.0017Hzまで f を低下させても■印にて示されているクリープ特性に近づく傾向は示さない。 da/dt の特性は、 f の大きい範囲($f>0.1\text{Hz}$)において ΔK の大きさによってほとんど影響されずにほぼ平行で若干の時間依存の影響を受けているが、 f の小さい範囲($f<0.033\text{Hz}$)では、特性の傾きは ΔK が大きくなるにつれてゆるやかになり、時間依存機構の寄与が ΔK の増加とともに大きくなることを示している。しかし、 ΔK の大きさによらずいずれもクリープの特性に近づく傾向は示さない。また $\Delta K=6.8\text{MPa}m^{1/2}$ において da/dt の極小値を示した $f=0.05\text{Hz}$ では、 ΔK の増加とともに加速され、 $\Delta K>8.4\text{MPa}m^{1/2}$ においては逆に極大値となっている。すなわち $f=0.05\text{Hz}$ では、き裂は、初め停留しており、その後急激に加速される挙動となっていることがわかる。

また高温疲労寿命(時間寿命)の逆数 $1/t_f$ の繰返し速度 f 特性⁽²¹⁾を図5-26に示す。図5-25のき裂成長速度の繰返し速度特性と比較すると、破断寿命とき裂成長速度の繰返し速度特性が対応していることがわかる。

次に応力拡大係数幅値 ΔK をパラメータとしたき裂成長速度 da/dt の応力保持時間 t_H 特性を図5-27に示す。本結果からわかるように、各 ΔK 値において、 $t_H=0\text{s}$ の高温疲労($f=1\text{Hz}$)から t_H を付加させると、 $t_H=2\text{s}$ で極小値をとり、その後増加して、 t_H が十分長くなると高温クリープ条件の値に近づく特性を示す。この傾向は、特に低 ΔK 領域で顕著である。 $t_H=2\text{s}$ において、 da/dt が極小値をとったのは、高温疲労から高温クリープへのメカニズムの遷移によるものと考えられる。その後 t_H の増加とともに da/dt はクリープ特性に近づく。これは、すでに著者の一部等によって行われた $t_H=1\text{min}$ 、 10min の結果^{(16) (19)}からも裏付けられ、 $t_H=0\text{s}$ の $t_H (=t_D)$ 特性(繰返し速度特性)と異なる。

また高温疲労寿命(時間寿命) $1/t_f$ の応力保持時間 t_H 特性⁽²¹⁾を図5-28に示す。繰返し速度特性と同様に、破断寿命とき裂成長速度の応力保持時間特性は対応することがわかる。

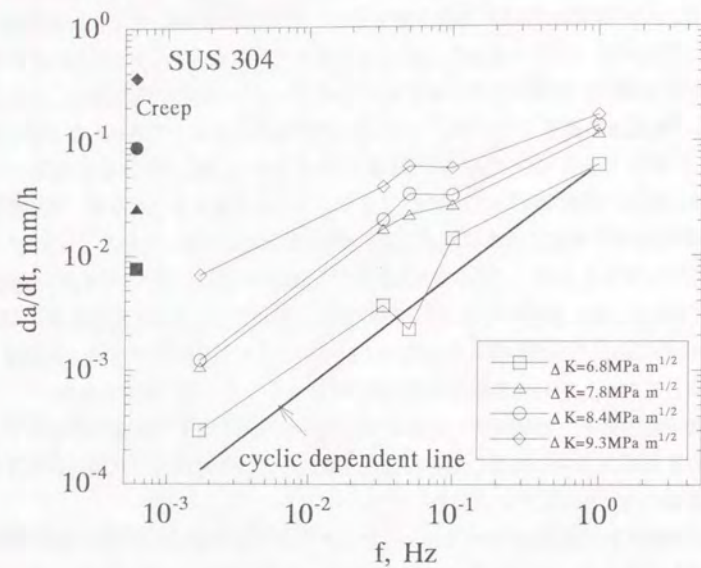


図5-25 各応力拡大係数幅値 ΔK におけるき裂成長速度 da/dt におよぼす繰り返し速度効果

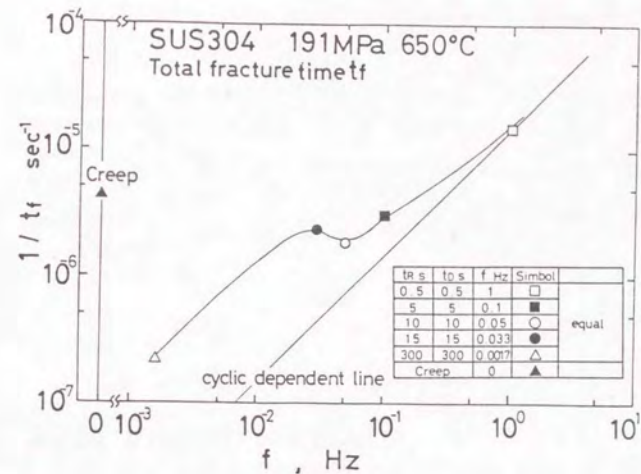


図5-26 高温疲労寿命（時間寿命）の逆数 $1/t_f$ の繰り返し速度特性

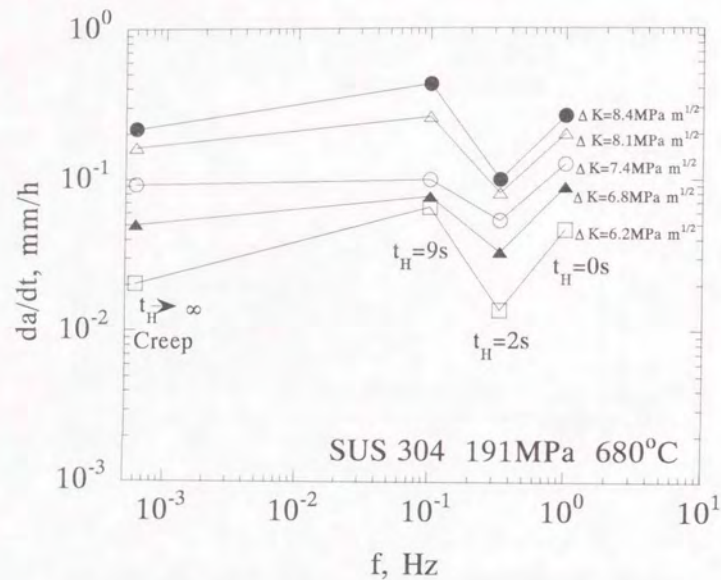


図5-27 各応力拡大係数幅値 ΔK におけるき裂成長速度 da/dt の応力保持時間特性

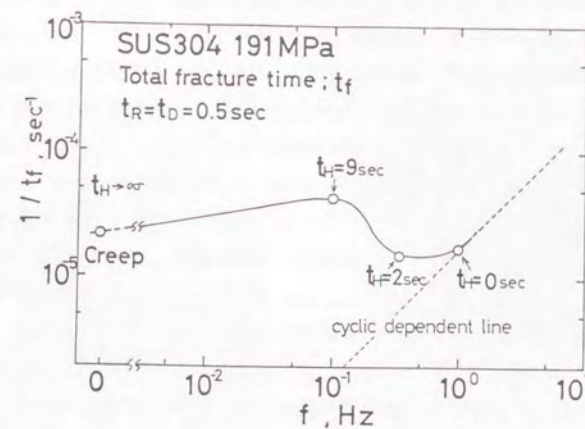


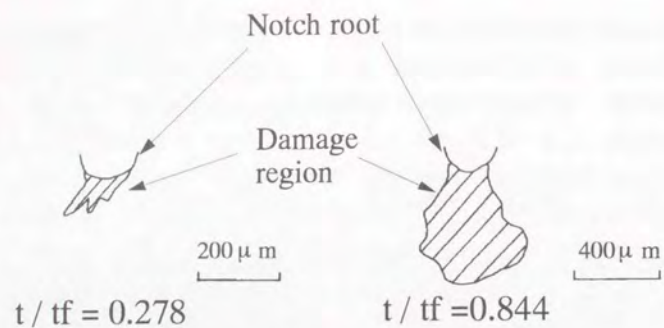
図5-28 高温疲労寿命（時間寿命）の逆数 $1/t_f$ の応力保持時間特性

5. 3. 2. 3 き裂先端近傍に生じる損傷領域

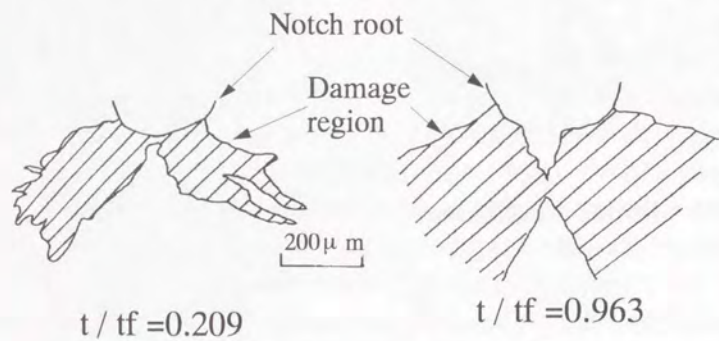
1 Hzの高温疲労とクリープ条件において生じるき裂先端近傍の損傷領域を図5-29に示す。また、この損傷形態を模式的に表したものを図5-30に示す。各負荷条件において、本実験にて観察により求めた損傷領域の面積変化を無次元化時間に対して表したものを図5-31に示す。本結果より、クリープ条件においては、き裂発生までにかなり損傷領域が広がり、き裂発生後は、ほぼ飽和して損傷領域はあまり広がらない。それに対して1 Hzの高温疲労条件においては、き裂発生時の損傷領域の面積はかなり小さいが、き裂発生後も損傷領域は直線的に増加し、クリープ条件と異なった特性を示す。 $f > 0.1 \text{ Hz}$ では、高温疲労とほぼ同じ特性に従う。 da/dN が初期 (ΔK 値が小さいとき) に極小値を示す $f = 0.05 \text{ Hz}$ では、損傷領域面積 D^* の絶対値はかなり小さいが、 $t/t_f < 0.5$ ではクリープ条件の特性と定性的に類似しており、 $t/t_f > 0.7$ にて、逆に高温疲労 (1 Hz) の特性に遷移している。破面観察によれば図5-32に示すように $f = 0.05 \text{ Hz}$ においては、き裂成長初期は粒界割れで、後期にはストライエーションもみられる粒内割れとなっており、その中間時期において粒界割れから粒内割れへの遷移が観察される。すなわち、この遷移領域では、時間依存機構と繰返し数依存機構、両者の機構によるものの混合したと考えられる粒界状破面 (粒界割れとは異なる。) となっている。したがって $f = 0.05 \text{ Hz}$ を遷移点として f の高い領域と低い領域でそれぞれき裂成長機構が繰返し数に依存する機構から時間に依存する機構へ遷移すると考えられ、この遷移点 ($f = 0.05 \text{ Hz}$) にて両者の機構による破面が観察されている。このことは上述したように図5-31に示す D^* の変化挙動からも示されている。この繰返し速度 ($f = 0.05 \text{ Hz}$) において、図5-23に示されるようにき裂の停留領域が存在し、これは図5-32に示される粒界割れ領域から粒内割れ領域への遷移点と対応している。 $f = 0.05 \text{ Hz}$ は、上述したようにき裂成長機構が f の低下とともに繰返し数依存機構から時間依存機構へ遷移する遷移点であり、両者のどちらの機構にも律速されにくい条件と考えられる。したがって図5-32に示すように初期の粒界割れ機構から時間依存機構と繰返し数依存機構の混合した粒界状割れ領域への遷移点にて、き裂の停留を生じたものと思われる。その後の粒界状割れ領域と粒内割れ領域では、図5-23からわかるようにき裂は著しく加速されている。これは、き裂の停留領域で蓄積された損傷領域の中をき裂が進展したためと思われる。 $f = 0.0017 \text{ Hz}$ では、損傷領域の成長挙動は定性的には図5-31に示すようにクリープ条件と類似しているが定量的にはそれよりも小さくなっている。破面は、図5-32に示した $f = 0.05 \text{ Hz}$ の破面の



図5-29 損傷領域形態の観察結果 (a)繰返し速度 $f = 1 \text{ Hz}$ (b)クリープ



(a) 繰返し速度 $f=1\text{Hz}$



(b) クリープ

図5-30 損傷領域形態の模式図 (a)繰返し速度 $f=1\text{Hz}$ (b)クリープ

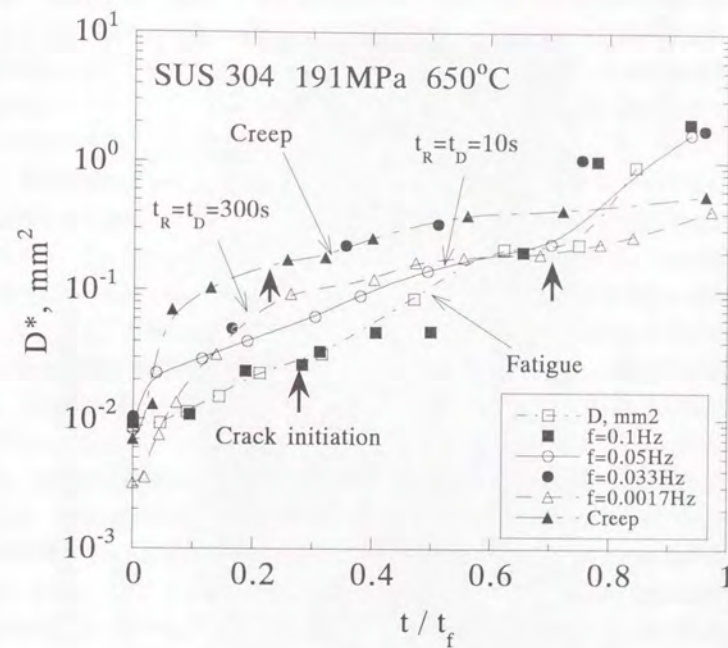


図5-31 繰返し速度 f を変えたときの損傷領域の面積 D^* の時間に対する変化挙動

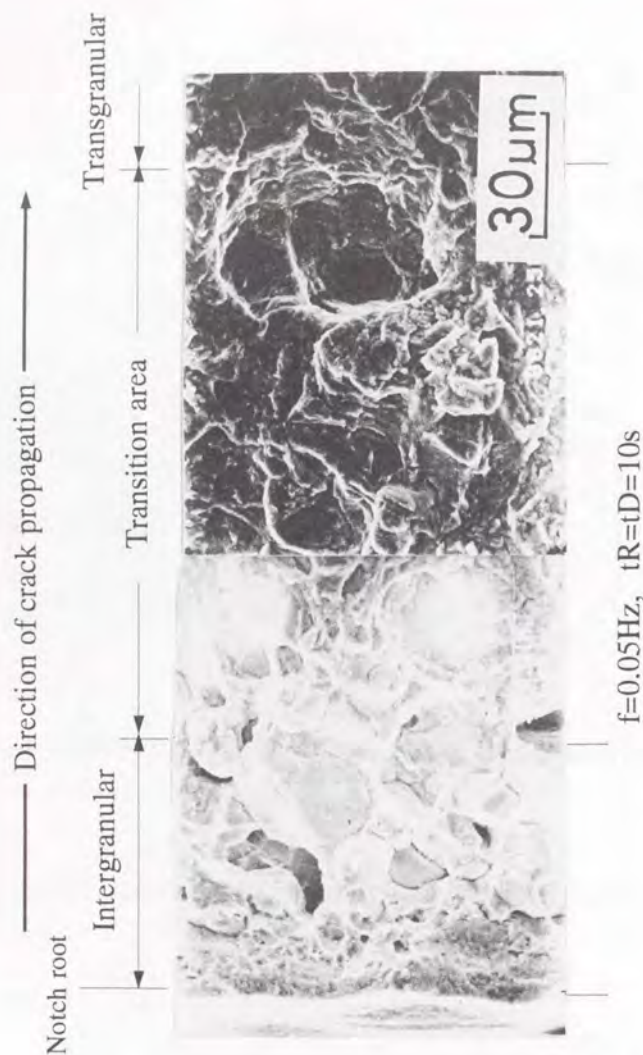


図5-32 繰返し速度 $f=0.05\text{Hz}$ の破面観察結果

中間領域にみられた粒界状破面となっており時間依存機構の影響とともに繰返し数依存機構も寄与しており、純粋な時間依存機構であるクリープき裂成長機構とは異なった機構に律速されている。これが図5-25において、 da/dt の f 特性が f を遅くしてもクリープ条件の結果に漸近しない原因と思われる。すなわち、荷重の上昇、下降過程は、繰返し速度を遅くしてもクリープき裂成長機構と同一の時間依存機構に律速されるのではなく、時間依存機構と繰返し数依存機構が同時に混合された機構に律速されるということが結論される。

応力保持時間 t_H が2s, 9sの場合とクリープ条件において生じるき裂先端近傍の損傷領域を求めたものを図5-33に示す。ここで、切欠き近傍の暗視野部が損傷領域である。クリープにおいては、粒界割れが凝集している領域である。本結果から t_H の増加に伴って絶対値の大小はあるものの、損傷領域の形態および拡がり形は、ほぼ相似であることがわかる。各負荷条件において、本実験にて観察により求めた損傷領域の面積 D^* の経時的变化を無次元化時間に対して表したものを図5-34に示す。 $t_H=2\text{s}$ の条件では、初期はクリープに類似した挙動を示し、き裂の発生以降は疲労に類似した挙動を示している。破面観察によれば図5-35に示すように、 $t_H=2\text{s}$ においては、初期は粒界割れで、後期にはストライエーションもみられる粒内割れとなっており、き裂発生過程とき裂伝播過程とでメカニズムがクリープ律速機構から疲労律速機構に移移していることがわかる。この移移領域では、粒界割れと粒内割れとが別々の箇所に混在する破面になっている。 $t_H=9\text{s}$ の条件では、損傷領域の成長挙動は、絶対値はクリープ条件と比較して若干大きいものの、初期のうちに急激に増加し、その後飽和するというクリープ条件に近い特性を示す。破面は、クリープ条件の破面と同じ粒界破面になっており、 $t_H=0\text{s}$ の $t_R (=t_D)$ 特性にみられた粒界状割れ(図5-32)とは異なっている。したがって、応力保持時間 t_H の効果は、疲労の効果に t_H によるクリープ効果が線形和的に加算されていることを示しており、 $t_H=2\text{s}$ 近傍で疲労律速からクリープ律速へ移移していると考えられる。

5. 3. 2. 4 き裂成長挙動に及ぼす損傷領域大きさ効果

き裂が進展を開始するとき(図5-23の da/dt の立ち上がり部)の損傷領域面積の逆数 $1/D_a^*$ を繰返し速度 f に対して示した結果を図5-36に示す。本結果から $1/D_a^*$ は f の低下とともに減少し(D_a^* は増加)、き裂成長機構の移移点である $f=0.05\text{Hz}$ で極小値を

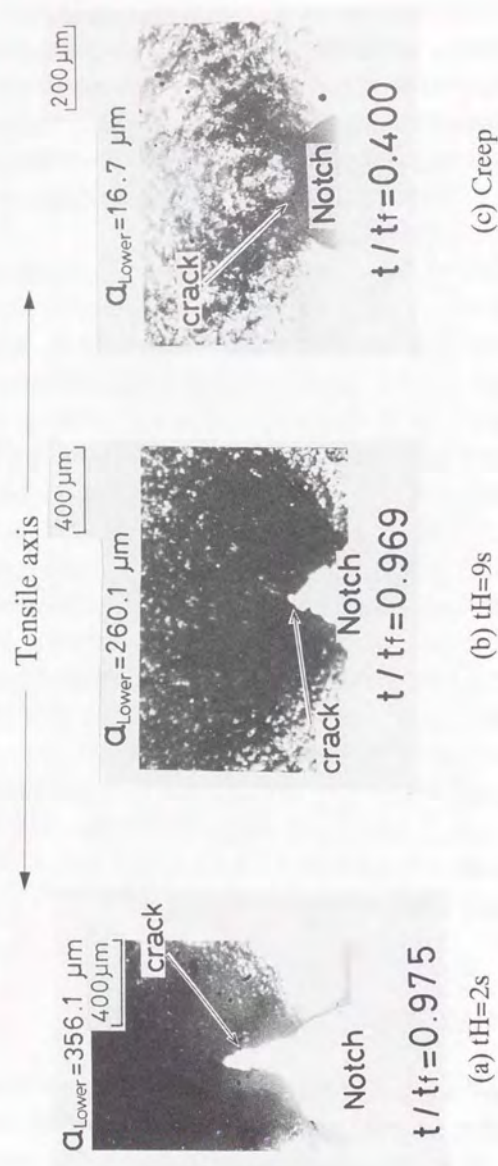


図5-33 損傷領域形態の観察結果 (a) $t_H = 2\text{s}$ (b) $t_H = 9\text{s}$ (c) クリープ

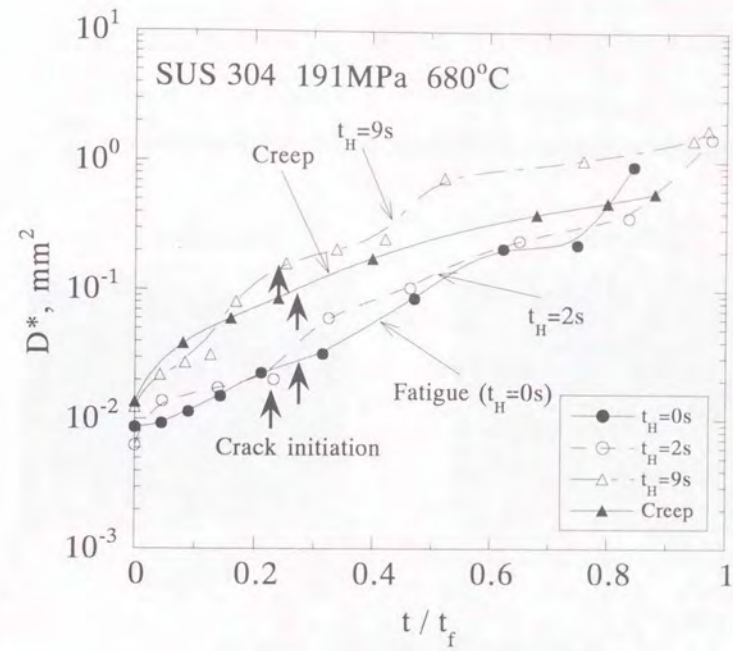


図5-34 応力保持時間 t_H を変えたときの損傷領域の面積 D^* の時間に対する変化挙動

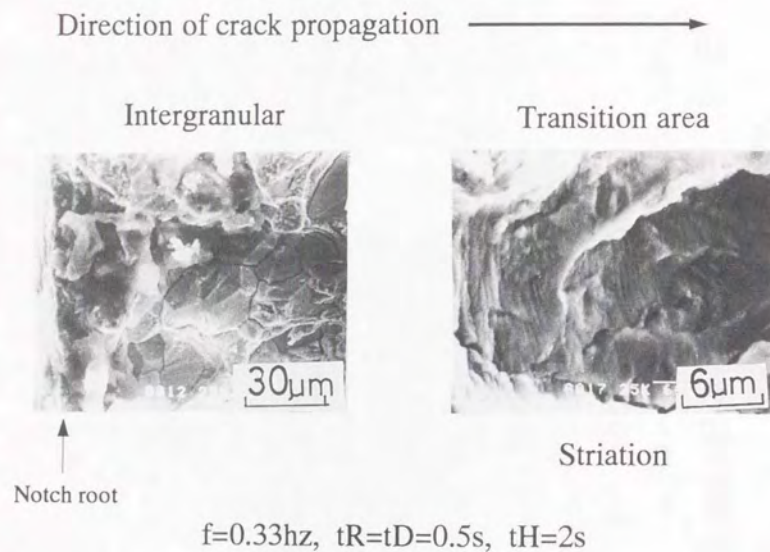


図5-35 応力保持時間 $t_H=2\text{s}$ の破面観察結果

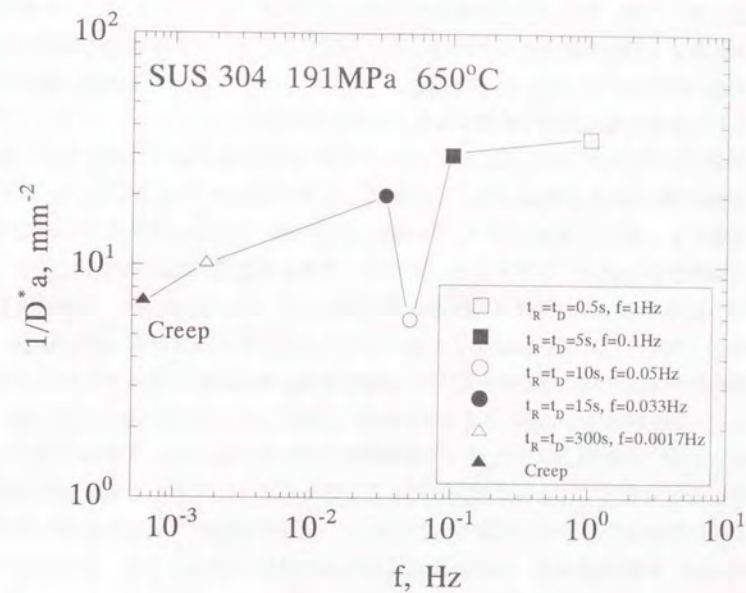


図5-36 き裂進展開始時の損傷領域の面積の逆数 $1/D^*$ におよぼす繰り返し速度効果

とり、その後少しずつ減少してクリーブ条件の結果に近づく。またき裂が最終急速破壊に遷移する限界条件である時間依存形破壊靱性値 K_{Ic} を繰返し速度 f に対して示した結果を図5-37に示す。本結果からわかるように $1/D_I^*$ と同様の特性を示す。したがって K_{Ic} は D_I^* に律速されると考えられる。またこれらの特性は、図5-25のき裂成長速度の繰返し速度特性、図5-26の破断寿命の繰返し速度特性と対応している。したがって対称三角応力波形の高温疲労の繰返し速度 f 特性において、き裂が進展を開始する時の損傷領域大きさ D_I^* は f によって変化し、この大きさが、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値に大きな影響を与えることがわかった。

き裂発生時の損傷領域の面積 D_I^* の応力保持時間特性を繰返し速度 f に対して示した結果を図5-38に示す。本結果より、 $t_H=0s$ の高温疲労から t_H を付加させると、 $t_H=2s$ で極小値をとり、その後増加して、 $t_H=9s$ で極大値をとり、 t_H が十分長くなると高温クリーブ条件の値に近づく特性を示し、図5-27のき裂成長速度の応力保持時間特性、図5-28の破断寿命の応力保持時間特性とよく対応している。すなわち、き裂発生までにき裂先端に生じる損傷領域がその後のき裂成長速度を律速することがわかる。き裂発生時の損傷領域の面積の逆数 $1/D_I^*$ とき裂が最終急速破壊に遷移する限界条件である時間依存形破壊靱性値 K_{Ic} をそれぞれ繰返し速度 f に対して示した結果を図5-39、図5-40に示す。本結果より、 K_{Ic} は、 $1/D_I^*$ とほぼ同様の特性を示す。すなわち K_{Ic} は、き裂発生時の損傷領域によって律速されることがわかる。したがって高温疲労の繰返し速度特性および応力保持時間特性において、き裂進展開始時のき裂先端近傍の損傷領域は、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値にきわめてよく対応していることがわかる。

負荷応力波形は、図5-41のように、2つの異なった時間効果が含まれている。すなわち時間効果1がプロセス1に、時間効果2がプロセス1と2に含まれている。時間効果1は負荷応力の速度の中に含まれる時間として効いてくるものであり、疲労効果と呼ばれるものである。一方時間効果2は負荷応力の関数の時間積算効果として効いてくるものであり、クリーブ効果と呼ばれるものである。すると図5-41において、プロセス1、2、3を通じて全領域では、時間効果2がはたらいており、そのうちプロセス1と3では、時間効果1と2が重畳していると考えられる。したがって以上の結果から、応力保持時間の効果は、時間依存効果（クリーブ効果）を線形和的に加えるもので、繰返し依存効果（疲労効果）、時間依存効果（クリーブ効果）をimplicitな形で同時に含む高温疲労条件の応力上昇過程、下降過程とは機構が異なる。⁽²²⁾⁽²³⁾また、ある t_H 以上になるとほとんどクリーブ特性と同じ力学特性を

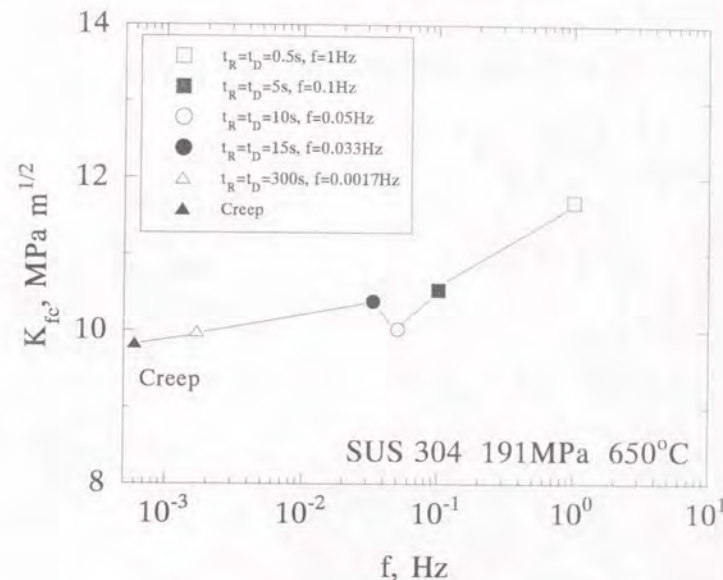


図5-37 時間依存型破壊靱性値 K_{Ic} におよぼす繰返し速度効果

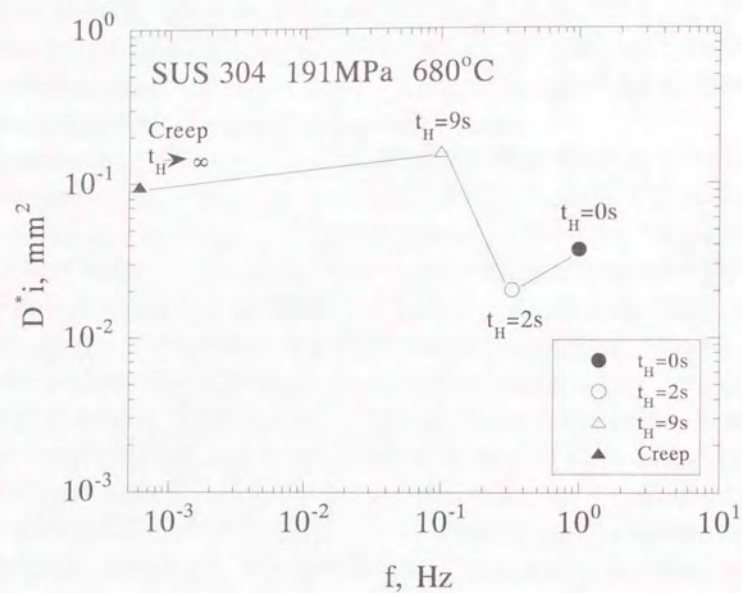


図5-38 き裂発生時の損傷領域の面積 D^*_i におよぼす応力保持時間効果

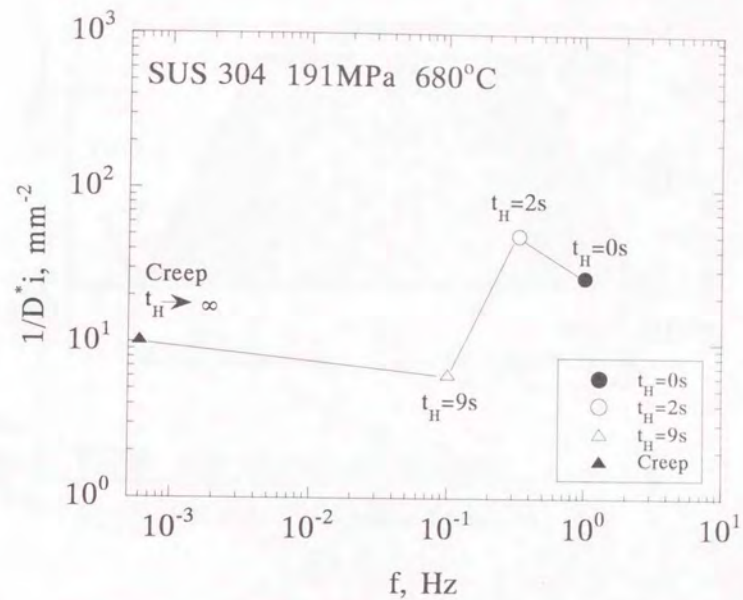


図5-39 き裂発生時の損傷領域の面積の逆数 $1/D^*_i$ におよぼす応力保持時間効果

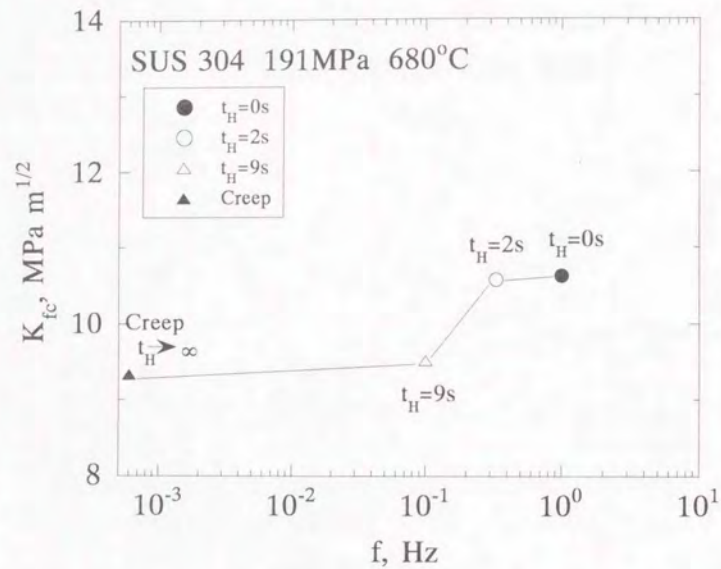


図5-40 時間依存型破壊靱性値 K_{fc} におよぼす応力保持時間効果

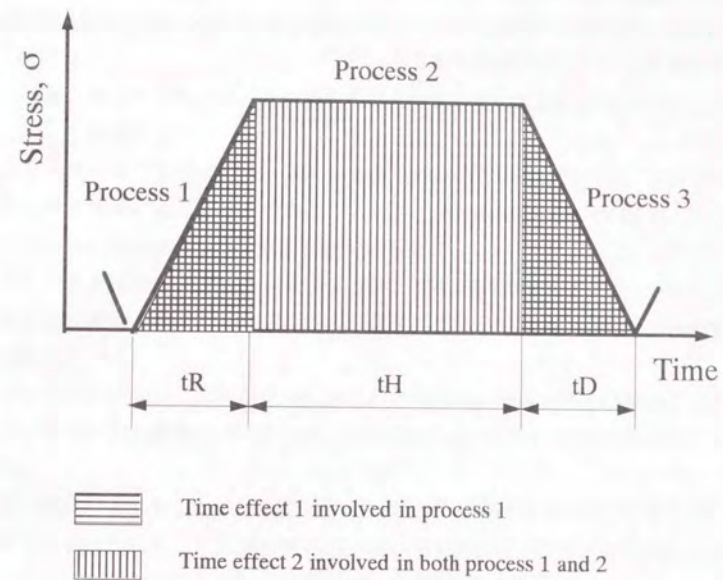


図5-40 Process1,3の物理的、力学的モデルがProcess2のそれと相違することの提案

示すことも本結果と著者の一部等による結果⁽¹⁶⁾⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾からも明らかである。これらの t_H 効果の結果は、高温クリープ・疲労重畳条件下におけるき裂伝播の保持時間効果を構成則として導いた理論⁽¹⁶⁾⁽¹⁹⁾を実験的に検証したものと言える。ただし構成方程式としては $t_H=9s$ ではまだ完全にクリープ構成則と一致せず、 $t_H \geq 10min$ において、構成方程式もクリープのそれと一致する。⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁹⁾

5. 4 結言

本章では、微視的アプローチによりクリープおよびクリープ疲労損傷評価に関する検討を行った結果、次の結論を得た。

5. 2 節 クリープ条件下における粒界損傷機構と粒界損傷率パラメータによる余寿命評価

(1) ハステロイXRの粒界は、ボイドの合体によって損傷を受けた。合体はそれぞれの粒界で同時に起こらず、また1つの粒界上での合体が試験片の破断ではなかった。破壊のためにはさらに変形が必要であった。

(2) ボイドは拡散機構により成長するが、全体の変形はマクロなクリープひずみ速度に支配されると考えられる。さらに低応力では、表面近傍と内部では変形機構が異なる。

(3) ボイドが合体した状態における粒界損傷率は、垂直粒界、傾斜粒界それぞれの場合において、負荷応力に依らず、時間分数に対して一つの特性と表すことができる。

(4) 損傷がより早く生じる垂直粒界の粒界損傷率Dパラメータ曲線を用いた余寿命評価法を提案した。この評価技術は、微小な粒界クリープボイドの成長、合体を伴うクリープ破壊を起こす多結晶構造材料に適用可能である。

5. 3 節 クリープ疲労条件下における損傷領域の成長挙動と寿命の関係

(1) クリープ条件においては、き裂発生までにかなり損傷領域が広がり、き裂発生後は、ほぼ飽和して損傷領域はあまり広がらない。それに対して1Hzの高温疲労条件においては、き裂発生時の損傷領域の面積はかなり小さいが、き裂発生後も損傷領域は直線的に増加し、クリープ条件と異なった特性を示す。それに伴って高温疲労き裂成長速度は繰返し速度 f を小さくしてもクリープき裂成長速度に漸近しない。

(2) き裂進展開始時のき裂先端近傍の損傷領域は、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値にきわめてよく対応している。

(3) 応力保持時間の効果は、時間依存効果(クリープ効果)を線形和的に加えるもので、繰返し依存効果(疲労効果)、時間依存効果(クリープ効果)をimplicitな形で同時に含む高温疲労条件の応力上昇過程、下降過程とは機構が異なる。

第5章の参考文献

- (1) D. Hull and D. E. Rimmer, Phil. Mag., 4, p.673 (1959).
- (2) B. F. Dyson, Metal Sci., 10,p.349 (1976).
- (3) J. R. Rice, Acta Metall., 29, p.675 (1981).
- (4) F. C. Monkman and N. J. Grant, Proc. ASTM, 56, p.593 (1956).
- (5) P. M. Anderson and J. R. Rice, Acta Metall., 33, p.409 (1985).
- (6) R. Raj and A. K. Ghosh, Met. Trans. 12A, p.1291 (1981).
- (7) 動力プラント・構造物の余寿命評価技術、日本機械学会編、技報堂(1992).
- (8) K.Kikuchi,I.J.O'Donnell, ICF-8, Kiev(1993).
- (9) 菊地賢司、機械学会誌、96、494(1993).
- (10) 菊地賢司、I.J.O'Donnell,機械学会材料力学講演論文集No.930-73、494 (1993).
- (11) T.Udoguchi,Proc.Int.Conf.Creep,Tokyo,p.1 (1986).
- (12) B.J.Cane, R.D.Townsend,Proc.ASME Materials Seminar, Flaw and Fracture at Elevated Temperature(1983).
- (13) Y.Nakasone,T.Tanabe,H.Tsuji,H.Nakajima,T.Ohba,K.Yagi, Proc. Fifth Int. Conf.Creep of Materials,Florida, p.551 (1992).
- (14) 新谷紀雄、機械の研究、41、p.669 (1989).
- (15) 宮健三、矢川元基、原子炉構造工学、東京大学出版会(1982).
- (16) 横堀(武)、坂田、横堀(寿)、機論 46-410 (昭55-10)、p.1062
- (17) T. Yokobori, A. T. Yokobori, Jr. and H. Sakata, Proc of ICF Int Symp on Fracture Mechanics (Beijing), 1, (1983), p.1025
- (18) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori, H. Tomizawa and H. Sakata, Trans. ASME, JEMT, 105-1 (1983) p.13
- (19) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Eng. Fract. Mech. 31, 6 (1988) pp.931-945.
- (20) W. F. Brown, Jr. and J. E. Srawley, ASTM STP, 416 (1967)
- (21) 横堀(寿)、栗山、加治、横堀(武)、日本材料強度学会誌 21-1 (1986)、p.25
- (22) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Proc. of the 7th Int. Conf. on Fract. 2 (1989) pp 1723-1735.
- (23) 横堀(武)、無機系先端材料ニュース、1(1989) pp 1-8.

第6章 結 論

原子力エネルギープラント、火力発電プラント、各種化学プラント、蒸気タービン、ガスタービン、ジェットエンジンなど高温で稼働する機器・装置は要求される運転条件が近年ますます高温・高圧化の傾向にあると同時に、起動・停止の頻度も著しく高くなりつつある。したがってより高温下で信頼性の高い設計を行う必要性が生じ、この温度領域で適用できる構造設計基準開発のニーズが高まっている。

そこで本論文では、超高温における設計基準、特に高精度なクリープ疲労損傷評価法および余寿命評価法を確立することを目的として、実機相当の伝熱管の外圧クリープ座屈およびクリープ疲労変形における現在用いられているクリープ構成式とクリープ疲労寿命評価法を用いた寿命予測精度の限界について検討を行った。その寿命予測精度をさらに改善するために、マクロ的アプローチによるクリープ構成式、クリープ疲労寿命評価法、クリープき裂伝播特性および寿命評価法の検討と微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価法について研究を行った。それらの研究結果はすでに各章の末尾で述べてきたとおりであるが、ここではこれらの一連の成果を以下に総括して述べ、本論文の結論とする。

第2章では、高温において一定外圧荷重下での伝熱管のクリープ座屈挙動および曲がり管の完全両振り変位制御の面内および面外曲げ疲労変形挙動についての検討を実験的および解析的に行い、現在用いられているクリープ構成式とクリープ疲労寿命評価法を用いた寿命予測精度の限界について検討を行った。得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) 西口らによって提案された簡易解析法およびFEMは、試験結果と比較して妥当なクリープ座屈挙動を予測することがわかった。簡易解析法は、FEMに比較して外圧荷重下の伝熱管のクリープ座屈時間を十分に保守的に予測することがわかった。

(2) 試験体外表面にクリープによって発生した多くのき裂が観察されたが、き裂は、貫通していなかった。クリープ座屈によってき裂は生じるものの気密性は維持されることがわかった。

(3) 最大変位での保持時間を挿入することにより、破損サイクル数は急速に小さくなるが、母材と溶接部を有する試験体の破損寿命の差はほぼ同等で、溶接部の健全性は確保されている。

(4) 構造物における弾性クリープ解析を用いた寿命予測に及ぼすに用いるクリープ構成式および解析要素の影響はほとんどない。

(5) 構造物における現在用いられているクリープ構成式と寿命評価法を用いた寿命予測では、実験結果と比較して1オーダー程度安全側の評価結果が限界である。

以上の結果から、簡易解析法および有限要素法は、妥当なクリープ座屈挙動を予測すること、クリープ座屈によって表面き裂は生じるものの気密性は維持されることが明らかになった。また最大変位での保持時間を挿入することにより、破損サイクル数は急速に小さくなるが、溶接部の健全性は確保されていること、現在用いられているクリープ構成式と寿命評価法を用いた寿命予測では、実験結果と比較して1オーダー程度安全側の評価結果が限界であること、さらに高精度の損傷評価法を確立するためには、クリープ構成式の高精度化、微視的な損傷機構の把握とこれを評価法へ反映させることが重要であることを明らかにした。

第3章では、Garofaloタイプのクリープ構成式と内部応力を考慮したクリープ構成式を用いて種々の応力状態についてクリープ挙動を解析し比較検討した。またクリープ損傷が支配的になる超高温域で使用する耐熱材料の寿命を予測するために、実構造物で想定される応力緩和挙動を伴う低サイクル疲労のひずみ保持波について、時間分数和則、延性消耗則、損傷速度式およびひずみ範囲分割法の各種クリープ疲労寿命評価法を比較検討した。得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) 内部応力を考慮した新しい構成式は、種々の応力条件下においてGarofaloタイプの構成式とひずみ硬化則よりも正確なクリープひずみ挙動を表すことができる。

(2) クリープ損傷が支配的となる超高温領域において、損傷のひずみ速度依存性を考慮できる延性消耗則と損傷速度式は、時間分数和則以上のクリープ疲労寿命予測精度を示した。

(3) 両側ひずみ保持波では、変形の回復あるいは、キャビティの収縮によるクリー

プ損傷の相殺が示唆される。

(4) 圧縮応力によるクリープ損傷を考慮することによりクリープ疲労寿命予測精度の向上が図れる。

(5) ひずみ範囲分割法はファクター2以内の予測精度を示したが、クリープ変形および破断データが考慮されず信頼性に欠けるとともに実際の応力履歴への応用性に欠ける。

以上の結果より、種々の応力状態においては内部応力を考慮したクリープ構成式が有効であること、損傷のひずみ速度依存性を考慮できる延性消耗則と損傷速度式が超高温に適用可能であることがわかった。

第4章では、ハステロイXRのき裂進展に対する Q^* パラメータを求め、余寿命評価への適用性について検討した。また Q^* パラメータによって表されるクリープき裂伝播速度式を積分して求められるパラメータによって切欠き試験片および平滑試験片のクリープ破断寿命を評価考察した。得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) ハステロイXRのクリープき裂伝播速度は、アレニウス型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、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。

(2) 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。

(3) Q^* パラメータから導いたクリープ破断寿命とひずみ速度との関係は、平滑材と切欠き試験片のクリープ破断寿命を比較評価することが可能である。

(4) Q^* パラメータから導いたパラメータ $(T(\log_{10} \dot{\epsilon} + 20) \times 10^{-3})$ が、試験片形状や材料の延性の違いなど種々のものを共通パラメータで比較評価できる。

以上の結果より、 Q^* パラメータが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ことを明らかにした。

第5章では、クリープ条件下では、SEMを用いたその場観察により、ボイド成長に伴う粒界損傷機構の検討およびその粒界の損傷とクリープ寿命との関係について検討した。またクリープ疲労条件下では、光学顕微鏡を用いたその場観察により得られたき裂先端に生じる損傷領域の成長挙動とクリープ疲労寿命およびき裂成長速度の関係について検討した。得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) ハステロイXRの粒界は、ボイドの合体によって損傷を受けた。合体はそれぞれの粒界で同時に起こらず、また1つの粒界上での合体が試験片の破断ではなかった。破壊のためにはさらに変形が必要であった。

(2) ボイドは拡散機構により成長するが、全体の変形はマクロなクリープひずみ速度に支配されると考えられる。さらに低応力では、表面近傍と内部では変形機構が異なる。

(3) ボイドが合体した状態における粒界損傷率は、垂直粒界、傾斜粒界それぞれの場合において、負荷応力に依らず、時間分数に対して一つの特性と表すことができる。

(4) 損傷がより早く生じる垂直粒界の粒界損傷率Dパラメータ曲線を用いた余寿命評価法を提案した。この評価技術は、微小な粒界クリープボイドの成長、合体を伴うクリープ破壊を起こす多結晶構造材料に適用可能である。

(5) クリープ条件においては、き裂発生までにかなり損傷領域が広がり、き裂発生後は、ほぼ飽和して損傷領域はあまり広がらない。それに対して1Hzの高温疲労条件においては、き裂発生時の損傷領域の面積はかなり小さいが、き裂発生後も損傷領域は直線的に増加し、クリープ条件と異なった特性を示す。それに伴って高温疲労き裂成長速度は繰返し速度 f を小さくしてもクリープき裂成長速度に漸近しない。

(6) き裂進展開始時のき裂先端近傍の損傷領域は、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値にきわめてよく対応している。

(7) 応力保持時間の効果は、時間依存効果(クリープ効果)を線形和的に加えるもので、繰返し依存効果(疲労効果)、時間依存効果(クリープ効果)をimplicitな形で同時に含む高温疲労条件の応力上昇過程、下降過程とは機構が異なる。

以上の結果より、クリープ条件下において、負荷応力に依らない垂直粒界の粒界損傷率曲線によって余寿命を定量的に評価できること、クリープ疲労条件下では、

き裂進展開始時のき裂先端近傍の損傷領域は、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値にきわめてよく対応していることが明らかになった。

したがって本研究では、超高温領域におけるクリープ疲労寿命評価において、内部応力を考慮したクリープ構成式、微視的損傷を考慮した寿命評価法の有効性および微視的損傷機構について明らかになったが、特定の温度のみでの検討に終わり、実構造物への適用までには至っていない。今後、さらに広い温度領域での内部応力を考慮したクリープ構成式、微視的損傷機構モデルを取り込んだ寿命評価法の確立が必要である。

また供用中に発見されたき裂や損傷に対する余寿命評価において、切り欠き部等の応力集中部に発生するマクロなき裂に対しては、熱活性化過程に基づいた Q^* パラメータ、また平滑部の損傷に対しては、ボイド成長に伴う粒界損傷率Dパラメータによって、精度よく余寿命を評価できることが明らかになった。

謝 辞

本論文をまとめるにあたり、終始懇切丁寧な御指導、御鞭撻を賜りました東京大学先端科学技術研究センター 岸 輝雄教授に深甚なる感謝の意を表します。

また、本研究について、有益な御助言を賜りました東京大学先端科学技術研究センター 須賀唯知教授、榎 学助教授、東京大学工学部 柴田浩司助教授、相澤龍彦助教授に深く感謝の意を表します。

さらに、研究について、御指導、御鞭撻を賜りました恩師である東北大学工学部 横堀寿光先生、並びに数多くの御助言を賜りました東北大学名誉教授 横堀武夫先生に厚く感謝の意を表します。

並びに、本研究の遂行にあたり、多大な御配慮と御意見を頂きました日本原子力研究所 佐野川好母技術参与、並びに同高温工学部 宮本喜晟部長に心から感謝の意を表します。

そして、本研究の遂行およびまとめにおいて、御支援と御意見を頂きました日本原子力研究所高温工学部高温構造工学研究室 武藤 康室長、並びに終始暖かな御助言と激励を頂きました同研究室 菊地賢司主任研究員に厚く感謝いたします。さらに、高温構造工学研究室内の諸先輩の方々にも多くの貴重な御意見を頂きました。また、高温工学部高温技術開発室および原子力エンジニアリング株式会社の方々には実験遂行に際し多くの御協力を頂きました。ここに記して感謝の意を表します。

