低炭素・窒素添加 SUS316 鋼に対するクリープ疲労寿命評価法の検討[†]

高橋 由紀夫*

Evaluation of Creep-Fatigue Life Prediction Methods for Low-Carbon/Nitrogen-Added SUS316

by

Yukio TAKAHASHI*

Low-carbon / medium nitrogen 316 stainless steel called 316FR is a principal candidate for the high-temperature structural materials of a demonstration fast reactor plant. Because creep-fatigue damage is a dominant failure mechanism of the high-temperature materials subjected to thermal cycles, it is important to establish a reliable creep-fatigue life prediction method for this steel. Long-term creep tests and strain-controlled creep-fatigue tests have been conducted at various conditions for two different heats of the steel. In the constant load creep tests, both materials showed similar creep rupture strength but different ductility. The material with lower ductility exhibited shorter life under creep-fatigue loading conditions and correlation of creep-fatigue life with rupture ductility, rather than rupture strength, was made clear. Two kinds of creep-fatigue life prediction methods, i.e. time fraction rule and ductility exhaustion method were applied to predict the creep-fatigue life. Accurate description of stress relaxation behavior was achieved by an addition of "viscous" strain to conventional creep strain and only the latter of which was assumed to contribute to creep damage in the application of ductility exhaustion method. The current version of the ductility exhaustion method was found to have very good accuracy in creep-fatigue life prediction, while the time fraction rule overpredicted creep-fatigue life as large as a factor of 30. To make a reliable estimation of the creep damage in actual components, use of ductility exhaustion method is strongly recommended.

Key words: 316FR, Creep, Creep-fatigue, Ductility exhaustion method, Time fraction rule, Life prediction

1 緒 言

現在わが国では、高速増殖炉 (FBR) の実用化を目指して、実証炉の開発が進められている。原型炉もんじゅでは、一次系構造材料として SUS304 鋼が使用されているが、中澤¹⁾によって開発された低炭素・窒素添加の SUS316 鋼 (高速炉構造用 SUS316 鋼、略称 316FR 鋼) を用いれば、運転温度の上昇による発電効率の向上等メリットが得られる見通しが得られたため、現在では 316FR 鋼の使用を前提に実証炉の最適化設計研究が進められている。このため、関連する多くの機関で 316FR 鋼の高温強度特性データの取得が精力的になされている状況にある。^{2), 3)}

FBR の高温機器は、起動停止等の過渡的な温度分布によって熱応力の繰返しを受ける。また、定常運転中には、定常運転時に存在する温度分布や内圧、自重などによる応力に加えて、起動・停止時などで発生した非弾性変形に起因する残留応力が働き、クリープ変形が生じる。これらの重畳によって構造材料はクリープ疲労損傷を受ける。高温プラント設計時に実施される機器の健全性評価においては、これらの現象を適切に評価し、設計寿命中にこれらに起因する不都合や事故が生じることがないことを保証しなければならない。そのためには、使用する材料について、種々の負荷条件下でクリープ疲労寿命を精度良く推定できる手法の開発が不可欠である。

このため、316FR 鋼に対するクリープ疲労寿命評価法の検討が行なわれている^{3)~5)}が、ひずみ保持による寿命低下が比較的小さい高ひずみ範囲、短時間保持試験の結果をベースとしており、実機のような低ひずみ範囲、長時間保持条件に対する適用性を見通せるまでには至っていない。

著者らは、SUS304 鋼に対する試験⁶⁾に引き続き、316FR 鋼に対する長時間クリープ試験ならびに長時間クリープ疲労試験を系統的に実施し、本鋼に対するクリープ疲労寿命評価法の適用性の検討を行なってきた。前報⁷⁾では、それまでに得られた最長約 15 000 時間のひずみ保持クリープ疲労試験に対して、実測された応力緩和特性を用いてクリープ疲労寿命評価法の有効性を検討し、以下のような知見を得た。

(1) 従来の設計基準で用いられている時間消費則では、保持による寿命低下を過小評価する。

(2) ひずみ保持中に発生する非弾性ひずみがすべてクリープ損傷に寄与するとした場合、古典的な延性消耗則では低ひずみ範囲条件で寿命低下を過大評価する。

(3) 延性消耗則のクリープ損傷評価式に非弾性ひずみ範囲をパラメータとして付加した著者提案⁸⁾の“改良延性消耗則”によって高精度に寿命が推定できる。

本論文では、設計評価への適用を考慮し、ひずみ保持中の応力緩和挙動を高精度に推定できる手法を開発す

[†] 原稿受理 平成 9 年 6 月 25 日 Received June 25, 1997

* 正 会 員 電力中央研究所金属材料部 〒201-8511 狛江市岩戸北, Materials Science Dept. CRIEPI, Iwato-kita, Komae, 201-8511

るとともに、前報以降に得られた最長約 35 000 時間の長時間クリープ疲労試験データも合わせて、寿命評価法の適用性を再検討した結果を示す。

2 試験材料

本研究では、2 種類の材料を対象に試験を実施している。これらは共に 50mm 厚さの熱間圧延材であり、1 050℃、30 分の加熱の後、水冷により溶体化処理を行っている。両材料の化学成分を Table I に示す。本材料は、JIS 規格の SUS316 鋼の成分範囲に含まれてはいるが、クリープキャビティの発生源となる結晶粒界へのクロム炭化物の析出を防ぐために低炭素化するとともに、そのための強度の低減を補うために窒素を意図的に添加した材料である。Table I から明らかなように両材料の成分上の大きな差は見られない。ただし、一方の材料 (B) に関しては、クロム濃度の均質化を図る目的で、圧延工程の前に 1 250℃、16h の高温保持を実施している。

3 試験方法および試験結果

3・1 クリープ試験

クリープ試験は、直径 10mm ないし 6mm の標準的丸棒試験片を用いて電気炉内で実施した。試験片は中心軸を板厚の 1/4 の箇所と一致させ、負荷方向と圧延方向が一致するように切り出した。試験温度は、実証炉で予定されている定常運転温度である 550℃の他、600℃、650℃でも試験を実施した。

現在までに得られている応力と破断時間の関係を Fig. 1 に示す。同図には、次式で予測されるクリープ破断特性をも合わせて示している。

$$\log_{10}(\alpha_R t_R) = -28.951 + [24\,488 + 14\,425 \log_{10}(\sigma) - 5390.6 \{ \log_{10}(\sigma) \}^2] / T_{abs} \quad (1)$$

ここで、 σ は負荷応力 (MPa)、 t_R は破断時間 (h)、 T_{abs} は絶対温度 (K) である。本式は、Yoshitake ら⁹⁾によって SUS304 鋼に対して作成されたのと同様な形をし

ており、定数は、材料 A のデータと同鋼種の公表データ^{1), 4), 10)}とを合わせて最適化したものである。破断時間にかかった定数 α_R を 1.0 とすれば、これらのデータの平均的な特性が表わせる。Fig. 1 からわかるように本研究の対象とした 2 種の材料の特性の間には有意な差が現れておらず、ともに $\alpha_R=2.0$ で妥当に近似できることがわかる。

Fig. 2 には、550℃での試験の破断時間に伴う破断伸びの変化を文献データ^{1), 4), 10)}と合わせて示す。これより以下のことがわかる。

(1) 破断伸びは破断時間とともに徐々に低下するが、5 000~10 000 時間以上では明瞭な低下傾向が見られなくなる。

(2) 破断時間に関わらず、材料 B は文献データの平均的な特性を示しているが、材料 A は、それらの下限をたどる傾向を示す。

材料 A が他の材料に比較して低延性となった理由は明確ではないが、デルタ・フェライト量が少なく、結晶粒界にクロム炭化物が析出しやすかったこと、混粒の傾向が強く、粗粒が含まれていることなどが考えられる。

Fig. 3 には、実測されたクリープ変形挙動と Table II に示した平均クリープひずみ式 ($\alpha_c = 1.0$) による推定結果の比較例を示す。これより、両材料の第 3 期クリープ開始までのクリープ変形挙動が本クリープひずみ式により、ほぼ良好に表現されていることがわかる。

3・2 クリープ疲労試験

クリープ疲労試験は、主に 550℃でひずみ範囲と保持時間をパラメータにして、引張ピーク保持台形波で実施した。材料 A については、600℃でも試験を実施したが、データの充足性の観点から、本報では、550℃での結果のみを示す。用いた試験片は平行部直径 8mm、ゲージ長 12mm の中実丸棒試験片である。加熱は電気炉により行ない、あらかじめ測定しておいた試験片中心部の温度と電気炉内部の熱電対溶接点での温度の関係をを用いて、試験片中心部の温度を制御した。また、破損繰返し数は、引張応力がその最大値の 75% まで低下した時点

Table I. Chemical composition of test materials (wt. %).

	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Mo	S	N
Mat. A	0.009	0.57	0.86	0.025	11.25	16.85	2.06	0.005	0.0766
Mat. B	0.008	0.54	0.84	0.027	11.16	16.83	2.10	0.004	0.0754

Fig. 1. Relation between stress and rupture time.

Fig. 2. Variation of rupture elongation with rupture time.

Fig. 3. Examples of comparison of measured and predicted creep behavior.

Table II. Creep strain equation.

$\epsilon_c = C_0(1 - \exp(-t/t_R)) + C_1(1 - \exp(-t/t_1)) + C_2(1 - \exp(-t/t_2)) + \dot{\epsilon}_m t$ T: Temperature ($^{\circ}\text{C}$), $500^{\circ}\text{C} \leq T \leq 650^{\circ}\text{C}$ σ: Stress (MPa), $\sigma \geq 50\text{MPa}$ t_R: Rupture time (h) ϵ_c: Creep strain (mm/mm) $\dot{\epsilon}_m$: Steady-state creep rate (mm/mm/h) t: time (h)			
t_R	$\log_{10}(\alpha_c t_R) = -28.951 + \frac{24488}{T+273.15} + \frac{14425}{T+273.15} \log_{10}(\sigma) - \frac{5390.6}{T+273.15} (\log_{10}(\sigma))^2$		
$\dot{\epsilon}_m$	$13181 \exp(-79785/8.31(T+273.15)) t_R^{1.0865}$		
C_0	$0.264 \dot{\epsilon}_m^{0.370}$	r_0	0.035
C_1	$(0.0824 \dot{\epsilon}_m^{0.634})/r_1$	r_1	$112.80 t_R^{0.921}$
C_2	$(0.0486 \dot{\epsilon}_m^{0.666})/r_2$	r_2	$39.391 t_R^{1.05}$

とした。同一ひずみ範囲での保持無し疲労試験も実施した。いずれの試験においても、ひずみ変動速度は $\pm 0.1\%/s$ とした。

1 サイクル当たりの保持時間の増加に伴う破損繰返し数の変化を Fig. 4 に示す。本図より、保持時間の増加とともに単調に破損繰返し数が低下していくが、同一条件下では常に材料 B の方が寿命が長いことがわかる。また、材料 A の低ひずみ範囲での試験結果から、低ひずみ範囲条件では、高ひずみ範囲条件下に比べて同一保持時間での寿命低下率が大きいことがわかる。

Fig. 4. Relation between hold time and failure life.

4 クリープ疲労寿命評価法の検討

4・1 検討した寿命評価法の概要

(1) 時間消費則 (Time fraction rule)

時間消費則では、以下の式で 1 サイクル当たりのクリープ損傷が評価される。

$$Dc = \int_0^{t_H} \frac{dt}{t_R(\sigma, T)} \quad (2)$$

ここで、 t_H は保持時間、 t_R は当該温度・応力でのクリープ試験における破断時間であり、式 (1) において $\alpha_R = 2$ として求めた。一方、疲労損傷は、同一温度、全ひずみ範囲、ひずみ速度で得られた疲労寿命 N_{f0} の逆数として算定される。すなわち、

$$D_f = \frac{1}{N_{f0}} \quad (3)$$

クリープ疲労破損クライテリオンとしては、高温原子力プラントの構造設計基準のはしりである ASME Code Case N-47¹¹⁾ では、SUS304 鋼に対する Campbell¹²⁾ のクリープ疲労試験結果をベースに提案された (1, 0), (0.3, 0.3), (0, 1) を結ぶ 2 直線クライテリオン (Fig. 12 (b) 中の実線) が採用され、我が国の原型炉設計方針¹³⁾ や仏国の FBR 設計基準 (RCC-MR)¹⁴⁾ でもこれを踏襲しているため、本研究においてもこれを採用した。

(2) 延性消耗則 (Ductility exhaustion method)

延性消耗則は、主に英国で開発されてきたクリープ疲労寿命評価法であり、以下の式で 1 サイクル当たりのクリープ損傷が評価される。

$$Dc = \int_0^{tH} \frac{\dot{\epsilon}_c}{\delta} dt \quad (4)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_c$ はクリープひずみ速度、 δ は破断延性である。 δ としては、クリープ試験で得られる破断伸び、破断絞り、真破断延性などが用いられる。また、それらのクリープひずみ速度依存性が考慮される場合と考慮されないで安全側に最小値が用いられる場合もある。本研究では、破断直前の不安定変形を含まない延性として破断伸びを用いることとし、また簡単のため、その各材料の最小値を用いることとした（材料 A: 22%, 材料 B: 37%）。

クリープ疲労寿命クライテリオンとしては、(1, 0), (1, 0.1), (0.1, 0.1), (0.1, 1), (0, 1) を結ぶ L 型クライテリオン¹⁵⁾も提案されているが、ここではより簡単な単純に (1, 0) と (0, 1) を結んだ線形損傷則¹⁶⁾を用いた (Fig. 12 (a) 中の実線)。

4.2 応力緩和挙動の推定

上記のいずれの手法を用いるにせよ、保持中の応力緩和挙動の推定が極めて重要である。応力緩和の推定に、一定応力下でのクリープひずみ式とひずみ硬化則が組み合わせられて用いられることが多いが、その手法では、保持開始点で非弾性ひずみ速度が不連続となり、ひずみ保持開始直後の急速な応力緩和を表現できないことが明らかとなった。このため、以下の式で非弾性ひずみ速度が与えられるものとした。

$$\dot{\epsilon}_{in} = \dot{\epsilon}_c + \dot{\epsilon}_v \quad (5)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{in}$ は全非弾性ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_c$ は Table II に示すクリープひずみ式 ($\alpha_c = 1.0$) とひずみ硬化則（保持開始時に硬化をゼロ・リセットする）から予測されるクリープひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_v$ は以下の式で求められる“粘性ひずみ”速度である。

$$\dot{\epsilon}_v = \dot{\epsilon}_{v0} \exp\left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_v}\right) \quad (6)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{v0}$ は保持開始直前の非弾性ひずみ速度から保持開始時のクリープひずみ速度（非常に小さいため、無視した）を引いた値、 σ_0 は保持開始時の応力である (σ, σ_0 ともに単位は MPa)。式 (5), (6) によれば、転位物理から示唆される保持開始前後の非弾性ひずみ速度の連続性が保たれる。また、式 (6) の指数関数は、応力と定常クリープひずみ速度との間のべき乗関係が成立しなくなる高応力条件において、非弾性ひずみ速度が応力の指数関数によって良好に表現されることが知られている¹⁷⁾ため、これを採用した。 σ_v は粘性ひずみ速度の応力依存性を表わす定数であり、本研究では実測された応力緩和特性をベースに、1.7MPa と定めた。

全ひずみ一定保持条件下での応力緩和挙動は、縦弾性係数 E を用いて次式で与えられる。

$$\dot{\sigma} = -E\dot{\epsilon}_{in} \quad (7)$$

以上の評価式に基づいて推定した応力緩和挙動と実測された応力緩和挙動との比較例を Fig. 5, 6 に示す。これらの図より、クリープひずみ式のみでは全く表現できない高ひずみ速度引張後の急激な応力緩和も含め、前負荷速度依存性が高精度に表現できていることがわかる。ま

Fig. 5. Prior strain rate-dependency of relaxation behavior.

Fig. 6. Initial stress dependency of relaxation behavior.

た、異なる保持開始時応力に対しても同一の定数でほぼ妥当に応力緩和挙動が推定できることも確認される。

前負荷速度 0.1%/s の場合の保持時間中のクリープひずみおよび粘性ひずみの変化の例を Fig. 7 に示す。同図において明かなように粘性ひずみは保持開始直後に急速に増加し、速やかに飽和する。一方、クリープひずみ速度は、応力の低下やひずみ硬化によって徐々に減少するものの、保持中にわたって大きな変化は生じない。

物理的にある程度以上の速度の非弾性変形は、粒界キャビティの成長等に必要な原子拡散が十分に生じないことからクリープ損傷に寄与しないことが推定されている¹⁸⁾。また、実験的にも全応力緩和量に対応した非弾性ひずみを用いると、特に初期の緩和の割合が大きい低ひずみ範囲条件において、クリープ損傷を過大評価することが明らかとなっている。^{6)~8)}これらのことから、本研究における解析的なアプローチにおいては、ひずみ保持開始直後の急速な応力緩和に対応した高速の粘性ひずみはクリープ損傷に寄与せず、低速度のクリープひずみ成分のみがクリープ損傷に寄与するものと仮定した。

また、同一ひずみ範囲でも各試験で応力緩和前の初期応力は多少変化したが、Fig. 8 に示すように試験結果の上限に近い特性を表わす Ramberg-Osgood 型の繰返し応力-ひずみ関係式を作成し、試験のひずみ範囲に対応

Fig. 7. Variation of inelastic strain during strain hold.

Fig. 8. Cyclic stress-strain curve used for initial stress determination.

する応力範囲の 1/2 を応力緩和推定用の初期応力として用いた。

4・3 寿命推定結果

材料 A および材料 B に対する保持時間と破損繰返し数の関係をクリープ疲労試験を実施した数種のひずみ範囲に対して両手法で推定した結果を試験結果とともに Fig. 9 に示す。これらの図より、延性消耗則によれば各ひずみ範囲における寿命低下傾向が良好に予測されることがわかる。特にクリープ試験より定めた異なった破断延性値を用いることによって、クリープ疲労寿命の材料依存性が適切に考慮できていることがわかる。一方、時間消費則ではいずれの条件でも寿命低下率が試験結果よりも小さく予測されており、その傾向は、実機条件に近づく（低ひずみ範囲、長時間保持）ほど顕著になることがわかる。

Fig. 10 には、各試験条件に対して推定された破損繰返し数を試験結果と直接比較した結果を示す。これより、延性消耗則では、factor of 1.5 の範囲で極めて高精度に寿命が予測されていることがわかる。一方、時間消費則においては、すべての条件において寿命が過大評価され、ほとんどのものが 5 倍程度の範囲であるが、低ひずみ範

(a) result for material A

(b) result for material B

Fig. 9. Relation between hold time and failure life.

囲のものでは 30 倍まで及んでいるものもある。Fig. 11 は、破損までの時間に関して予測結果と試験結果を比較したものである。時間消費則においては、試験時間が 1 万時間を越えるあたりから推定寿命が大幅に長くなっていく傾向が見られる。

これらのことから、FBR 高温構造の長期健全性を確保するためには、時間消費則でクリープ疲労寿命（または損傷）を予測するのは適切でなく、本研究で提案した延性消耗型評価法を適用するのが望ましいと考えられる。

さらに推定寿命の差の原因を明らかにするために、実測破損繰返し数における疲労損傷およびクリープ損傷の累積値を Fig. 12 にプロットする。これより、延性消耗則では有意なクリープ損傷が生じ、線形損傷クライテリオン ($D_f + D_c = 1$) の近傍に各データがプロットされるのに対し、時間消費則ではいずれの条件においても、評価されるクリープ損傷値は極めて小さく、ある程度のクリープ疲労相互作用を考慮する 2 直線クライテリオンに比べてもすべての点が下側に来ている。また、累積疲労損傷とクリープ損傷の間に明確な対応が見られず、代替破損限界線図を設定するのも困難であることがわかる。なお、時間消費則がクリープ疲労寿命を過大評価する最大の原因は、クリープ疲労試験において各サイクル毎に生じる

(a) Ductility exhaustion method

(b) Time fraction rule

Fig. 10. Comparison of predicted cycles to failure with actual life.

(a) Ductility exhaustion method

(b) Time fraction rule

Fig. 11. Comparison of predicted time to failure with actual life.

(a) Ductility exhaustion method

(b) Time fraction rule

Fig. 12. Accumulated fatigue and creep damages at failure.

Fig. 13. Result of life prediction by ductility exhaustion method with all inelastic strain during holding.

遷移クリープ変形による損傷を考慮しえないためであると考えられる。

なお、参考のため、保持中に生じる全非弾性ひずみ（粘性ひずみも含む）がクリープ損傷に寄与するとして延性消耗則で寿命を推定した結果を Fig. 13 に示す。これは実験で得られた応力緩和量をベースにクリープ損傷を評価することと等価であり、前報⁷⁾での実測結果ベースの評価と同様に、特に粘性ひずみの占める割合が大きい低ひずみ範囲条件に対して、破損寿命を大幅に過小に評価することがわかる。また、著者⁸⁾が以前に提案した改良延性消耗則は、この問題に対して現象論的に対処していたが、本論文で提案する手法は、物理的な意味がより明瞭であり、大幅な外挿が必要な実機評価においてもより高い信頼性を有するものと考えられる。

5 結 言

本研究では、高速炉構造用に開発された低炭素・窒素添加の SUS316 鋼（316FR 鋼）に対する長時間クリープ、クリープ疲労試験を実施し、2 種のクリープ疲労寿命評価法の寿命予測精度を比較した。得られた主な成果は以下の通りである。

(1) クリープ疲労寿命評価法の長時間外挿性を検討するため、2 種の材料に対して最長 35 000 時間に及ぶ長時間クリープ疲労データを取得し、材料のクリープ疲労寿命とクリープ試験における破断延性の間に強い相関があることを明らかにした。

(2) クリープ疲労試験におけるひずみ保持中の応力緩和挙動（特に保持直後の急激な応力緩和）を簡単な粘性ひずみ項の導入によって精度良く表現する手法を開発した。

(3) ひずみ保持中に発生する非弾性ひずみのうち、粘性ひずみを除いた狭義のクリープひずみのみがクリープ損傷に寄与するとし、かつ破断延性としてクリープ試験で得られた破断伸びの最小値を用いる手法を本材料に対する延性消耗則の適用法として提案した。提案した手法は広範な条件のひずみ保持クリープ疲労試験に対して、

非常に高い精度で破損寿命を予測しえた。

(4) 従来の設計基準で採用されている時間消費型のクリープ疲労寿命評価法は本試験条件（550°C の 316FR 鋼）に対しては保持による寿命低下を過小に予測し、長期健全性評価には適さないことを明らかにした。

今後は、他温度や他材料（鍛造材、溶接金属など）に対する試験データの拡充と評価法の検討を進めていく予定である。

本研究は、(財)電力中央研究所が通産省資源エネルギー庁から受託した「発電用新型炉技術確証試験（高速増殖炉技術確証試験）」のなかで実施されたものである。貴重なご助言、ご示唆を頂いた高温構造委員会（委員長：矢川元基東大教授）の委員各位、ならびに長時間クリープ疲労試験実施にあたって補助を頂いた(株)テクノ・サービスの山崎壮一氏に深い感謝の意を表明する。

参 考 文 献

- 1) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇, 田下正宣, 西田 隆, 鉄と鋼, **75**, 1346 (1989).
- 2) 和田雄作, 動燃技報, **80**, 155 (1991).
- 3) M. Ueta, T. Nishida, H. Koto, M. Sukekawa and K. Taguchi, ASME PVP-Vol. **313-2**, 423 (1995).
- 4) 古藤広之, 金子秀明, 高鍋清志, 和田雄作, 日本材料学会第27回高温強度シンポジウム前刷集, p.51 (1989).
- 5) 野中 勇, 北川正樹, 島畑政二, 材料, **44**, 41 (1995).
- 6) Y. Takahashi, T. Ogata and K. Take, Nuclear Engineering and Design, **153**, 235 (1995).
- 7) 高橋由紀夫, 新田明人, 材料, **44**, 35 (1995).
- 8) 高橋由紀夫, 日本材料学会第30回高温強度記念シンポジウム前刷集, p.100 (1992).
- 9) A. Yoshitake, Y. Wada and M. Hirano, Proceedings of the International Conference on Creep, p.441 (1986).
- 10) 西田 隆, 古藤広之, 岡田敬三, 高鍋清志, 中澤崇徳, 安保秀雄, 日本機械学会第67期通常総会講演論文集, **Vol.B**, 362 (1990).
- 11) American Society for Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Code Case N-47-28 (1989).
- 12) R. D. Campbell, ASME Journal of Engineering for Industry, **93**, 887 (1971).
- 13) 動力炉・核燃料開発事業団, “高速原型炉高温構造設計方針” (1984).
- 14) Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands, RCC-MR, (1985) afcen.
- 15) A. M. Clayton, Recent Advances in Design Procedures for High Temperature Plant, Institution of Mechanical Engineers, 49 (1988).
- 16) Nuclear Electric plc, “Assessment Procedure for High Temperature Response of Structures”, R5, Issue 1 (1991).
- 17) J. P. Poirier (舟久保熙康監修, 小口 醇訳), “結晶の高温塑性”, p.63 (1980) 養賢堂.
- 18) 例えば R. H. Priest and E. G. Ellison, Materials Science and Engineering, **49**, 7 (1981).