ファインセラミックスの高温クリープにおける 強度および変形挙動について†

田 中 道 七* 岡 部 永 年** 山 元 茂*
中 山 英 明*** 瀬 川 陽**** 藤 井 勉*****

Strength and Strain Behavior in High Temperature Creep of Fine Ceramics

by

Tsuneshichi TANAKA*, Nagatoshi OKABE**, Shigeru YAMAMOTO*
Hideaki NAKAYAMA***, Akira SEGAWA****
and Tsutomu FUJII*****

The main objective of this study was to clarify the strength degradation and the strain behavior of engineering ceramics at high temperature during long-term range. For this purpose, a high temperature creep testing machine for ceramics was newly developed together with a displacement measuring device. To begin with, alignment of load transmission train of this testing machine was carefully checked and sufficient performance of this testing machine was confirmed. Then, experiments were carried out by using sintered silicon nitride and sintered silicon carbide at several temperature levels up to 1723K and during long-term up to 1000 hours. The results indicated that the creep rupture curves of both ceramics showed a straight line relationship on log-log diagram of applied stress vs. rupture time at respective temperature levels, and furthermore that the scatter of the rupture lives may be negligible when compared with that of cyclic fatigue strength of these ceramics. Discussion on the creep rupture life of sintered silicon nitride from the viewpoint of the creep strain behavior revealed that the Monkman-Grant's law governed the rupture time of this type of ceramics analogous to the case of metallic materials.

Key words: Ceramics, Sintered silicon nitride, Sintered silicon carbide, Creep, Creep rupture, Minimum creep rate

1 緒 言

炭化ケイ素、窒化ケイ素などのエンジニアリングセラミックスは耐摩耗特性、圧縮強度^{1),2)}および高温強度³⁾の面で優れた特性を有しながら、通常の設計概念からは致命的欠点といえるぜい性の特性を併せ備えている。こうした硬ぜい材の工業材料としての使用を考える場合、まず強度特性の体系的把握および標準的評価方法の確立、次いでこれらの特性を効果的に活用し得る場所の開発など材料特性を柱にした設計手法の構築が必要となる。特に前者の観点から、現在までさまざまな側面にわたるエンジニアリングセラミックスの強度特性^{4)~12)}評価に関する検討が加えられてきている。

エンジニアリングセラミックスの長所の一つは上述のように優れた高温強度特性にあるとされるが、現在までこれらの長時間高温環境下での特性評価、すなわち 1000 時間程度までの長時間範囲で高温クリープ試験を行い、そこでの変形挙動の把握を含めた体系的研究例は見当らない^{13)~15)}。このことは 1500K 程度の高温雰囲気¹³⁾を長時間持続すること、およびそうした高温雰囲気¹⁴⁾中の試験片変形挙動を精度良く検出することに実験上の困難さがあることによる。

本研究は、まずセラミックス用高温クリープ試験機およびひずみ測定装置を開発し、次いで本試験装置により常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素を

† 原稿受理 平成 2 年 1 月 6 日 Received Jan. 6, 1990

* 正 会 員 立命館大学理学院 京都市北区等持院北町, Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, Tojiin-kitamachi, Kita-ku, Kyoto

** 正 会 員 (株)東芝重電技術研究所 横浜市鶴見区末広町, Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corporation, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama

*** 正 会 員 大阪産業大学短期大学部 大東市中垣町内, Faculty of Junior College of Automobile Industry, Osaka Sangyo University, Nakagaito, Daito

**** 立命館大学大学院 京都市北区等持院北町, Graduate Student, Ritsumeikan University, Tojiin-kitamachi, Kita-ku, Kyoto

***** 正 会 員 (株)東京衡機製造所 神奈川県津久井郡津久井町三井, Tokyo Koki Seizosho Ltd., Mitsui, Tsukui-cho, Tsukui-gun, Kanagawa

用いて 1723K までの高温下において 1000 時間範囲のクリープ試験を行った結果に関するものである。兩種セラミックスの高温クリープ強度特性の特徴を明確にするとともに、特に窒化ケイ素については変形特性の面からも詳細な検討を行ったので以下に報告する。

2 供試材料と試験片形状

本実験に用いた供試材料は Al_2O_3 、 Y_2O_3 を焼結助剤とする常圧焼結窒化ケイ素および B、C を焼結助剤とする常圧焼結炭化ケイ素の 2 種類であり、試験片の形状、寸法を Fig. 1 に示す。試験片は平行部長さ

Fig. 1. Shape and sizes of specimen.

20 mm、直径 7 mm、全長 120 mm の丸棒試験片である。また応力集中を無視できるように試験片肩部と試験片両端にそれぞれ半径 3 mm および 20 mm の丸味をつけた。さらに常圧焼結窒化ケイ素試験片の場合には Fig. 1 の形状寸法に仕上げたのち、1000°C、40 時間の後熱処理を施し、実験に供した。

3 実験装置および実験方法

3・1 セラミックス用高温クリープ試験機

本研究において開発した荷重容量 3 ton、レバー比 1 : 10 のてこ式クリープ試験機（株東京衡機製造所製）の概要を Fig. 2 に、試験片取付部の詳細を Fig. 3 に示す。炭化ケイ素製つかみ治具がナイフエッジを持つピンを用いてそれぞれ上下のステンレス製ロッドに連結され、それらは上部負荷レバーおよび下部フレ

Fig. 2. Whole view of newly developed high temperature creep testing machine for ceramics.

Fig. 3. Details of specimen gripping device.

ームに取り付けられている。このようにナイフエッジを持つピンを用いて連結することにより、試験片の曲げ応力は取り除かれ、荷重軸心精度の調整が容易となる。また、上部ステンレス製ロッドは冷却水循環装置を備えている。さらに、試験片肩部での破壊防止と取付作業の簡素化のために Fig. 3 に示すように一對の割型からなる炭化ケイ素製スペーサーを試験片とつかみ治具の間に挿入した。試験機本体は外気温の変化によるダイヤルゲージもしくはひずみ測定装置の検出誤差を極力小さくするために簡易恒温室に設置し、試験中の試験機周辺温度の変化を $\pm 2\text{K}$ 以内に保持した。

3・2 高温ひずみ測定装置

クリープひずみを測定するに際して、初期の実験段階では 0.001 mm 目盛りのダイヤルゲージ、そのちに本研究で開発した高温用てこ式ひずみ測定装置を用いた。まず、ダイヤルゲージを用いた場合は Fig. 3 に示すつかみ治具の上下端部間距離 (Fig. 3 の L) をゲージ長として変位を測定し、次いでひずみ測定装置を用いた場合は、Fig. 3 に示すように試験片平行部の中央 16 mm をゲージ長として変位を測定した。ここで、ダイヤルゲージによる変位の測定結果はロッドおよび試験片つかみ治具の変形も含むため、例えば最小クリープ速度に関する定量評価の際にこれらの結果を用いることは妥当ではない。したがって、こうした場合には、以下の第 4 章に述べるようにひずみ測定装置による結果のみを対象とした。

Fig. 4 にひずみ測定装置の概要を示す。測定装置は一對の炭化ケイ素製ロッドからなっており、ロッドの一端は試験片平行部に接触し、他端には渦電流式変位センサが取り付けられてい

Fig. 4. Whole view of newly developed displacement meter.

る。両ロッドの中央支点部にはアンバを使用し、支点部材料の熱膨張・収縮により生じる測定誤差が最小となるようにした。本装置のレバー比は1:1であり、試験片の変位量を直接センサにより検出し得る。本装置全体はコイルバネにより試験機本体支柱に固定され、外部振動の影響を受けにくい状態となっている。なお、本ひずみ測定装置の周囲の温度変化による誤差は約 $250 \mu\text{strain/K}$ であり、したがって前述の恒温室内温度変動範囲との関連で $1000 \mu\text{strain}$ が本装置の測定誤差範囲となる。また、ここで用いた渦電流式変位センサは測定距離間隔 1 mm で $1/1000$ の分解能を有しており、測定精度は $1 \mu\text{m}$ である。

3.3 加熱装置

1723K までの高温雰囲気下でのクリープ試験を遂行するための高温炉として直列に接続された4本のカンタススーパー 33 を発熱体とする炉内有効寸法が $\phi 50 \times 100 \text{ mm}$ の縦形チューブ炉（光洋リンドバーク ㈱製, KS-2×4）を使用した。

高温炉内での試験片温度分布の検定のため、常圧焼結窒化ケイ素試験片平行部の中央とその上下 10 mm 、すなわち試験片平行部の全長にわたり 1623K までの温度範囲において各点の温度を測定した結果、温度差は制御温度に対して $\pm 0.5\%$ 以内であった。

本実験における温度上昇速度は、試験片および炭化ケイ素製試験片つかみ治具の熱応力による破壊を防止するために 10K/min とし、また、高温炉内および恒温室の温度を均一にするために、所定の温度に到達後 12 時間保持したのち、実験を開始した。

4 実験結果および考察

4.1 試験機荷重軸精度の検討

セラミックスの強度試験に際しては荷重軸心精度が重要であることから、実験に先立ち、まず試験機荷重伝達系列の精度について検討を加えた。Fig. 5 に示すように金属製模擬試験片中央部円周上の4箇所にひずみゲージを貼付け、以下の手順に従い、引張ひずみに対する曲げひずみの割合を測定し、次式により定義される2方向の曲げひずみ率 $BS(\%)$ を調べた。

$$BS(\%) = \frac{|\varepsilon_{i+2} - \varepsilon_i|}{2\varepsilon_{\text{ave}}} \times 100 \quad (i=1, 2) \quad (1)$$

ただし、 $\varepsilon_{\text{ave}} = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 + \varepsilon_4)/4$ 。

まず、引張応力 13 MPa に相当する初荷重を負荷した状態で2方向の曲げひずみ比がそれぞれ 5% 以下となるように試験片両端接触部の調整を行った。次いで、常温において引張応力を 50 MPa から 250 MPa まで 50 MPa ごとに段階的に増加させ、式(1)で定義される曲げひずみ率の変化を調べた。Fig. 6(a), (b) は上記の実験を10回行った結果を2方向について示したものである。

なお、煩雑を避けるために、実験順序の区別は無視して実験点のみをプロットしている。ここで、(a)および(b)に対するX方向、Y方向とは試験片横断面内の直交する2方向の曲げひずみを区別したものであり、例えばX方向とはFig. 5に示すひずみゲージ2および4より検出した曲げひずみ、Y方向とはひずみゲージ1および3によるものに対応している。図中の曲線は引張応力の増加に伴って変化する曲げひずみ率の

Fig. 5. Location of strain gauges for bending strain measurement.

(a) X Direction.

(b) Y Direction.

Fig. 6. Variation of the bending strain ratio with the increase in the tensile stress.

Fig. 7. An example of fractured silicon nitride specimen.

上限を示したものであり、これより曲げひずみ成分は応力の増加に伴い減少することが観察される。

以上のことから、高温クリープ試験を行うに際しては、引張初応力 13 MPa において曲げひずみ比を 5 % 以下に設定したのち、ひずみゲージを取りはずしてひずみ測定装置を取り付け、初期応力を保ちながら昇温し、所定温度に到達後 12 時間保持したのちに試験応力を加えた。こうして手法で行われた高温クリープ試験での破断試験片の一例を Fig. 7 に示しているが、図にみるように破断は試験片中央部で生じており、本研究で開発した試験機の荷重伝達系列は良好な特性を示し、曲げ成分は許容し得る範囲にあると結論される。

4・2 常圧焼結窒化ケイ素のクリープ変形挙動

本実験で得られた常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素の実験結果を Table I および Table II に示す。Table I に示す常圧焼結窒化ケイ素の結果の内、No. 2～7 試験片のひずみ測定はダイヤルゲージを用いて、それら以外の試験片については本研究で開発したてこ型ひずみ測定装置を用いてひずみの測定を行った。なお、Table I にて最小クリープ速度を示す欄の数値で※印を付したもの (No. 18, 20 および 21) は厳密には最小クリープ速度を意味しないが、これについては後述する。また、計 8 本の試験片を用いて行われた常圧焼結炭化ケイ素試験片の場合には 1723K においてもクリープ破断ひずみ ϵ_r がひずみ測定装置の誤差範囲内 ($<1000 \mu$ strain) であったため、クリープ変形からの検討は行っていない。

常圧焼結窒化ケイ素のクリープ変形曲線を Fig. 8(a), (b), (c) に示す。図中、試験片番号を示す矢印の先端がそれぞれの試験片の破断点である。図 (a) はダイヤルゲージによる測定結果であり、てこ型ひずみ測定装置による結果は経過時間の大小で図を二つに区分して図 (b), (c) に示している。なお、ひずみ測定装置により得られた実際のクリープ曲線の一部を Fig. 9 に示しているが、図にみるように実際の測定データは $\pm 2K$ の範囲の簡易恒温室内温度変動により最大幅 1000μ strain の範囲で細やかにおよそ 24 時間周期で変動し

ている。したがって、実際の測定曲線を図中に示すように平滑化処理して示したものが Fig. 8 のクリープ変形曲線である。

Fig. 8 より、常圧焼結窒化ケイ素は金属材料のクリープ変形挙動に類似して、3 段階のクリープ変形領域を示す様子が観察される。また、No. 13 試験片の結果にみられるように典型的ぜい性材料であるファインセラミックスにおいても高温下では 10 % 程度のクリープ破断ひずみを生ずる場合のあることが認められる。

Fig. 8 にみられるクリープ変形挙動をより詳細に評価するため、経過時間に対するクリープひずみ速度の変化の様子を調べた結果を Fig. 10 (a), (b), (c) に示している。図 (a) はダイヤルゲージを用いた場合、図 (b), (c) はひずみ測定装置を用いた場合である。これらの図から常圧焼結窒化ケイ素の高温クリープ変形におけ

Table I. Experimental results for silicon nitride.

	Specimen No.	Temperature T (K)	Stress σ (MPa)	Rupture time t_r (h)	Rupture strain $\epsilon_r \times 10^{-2}$	Minimum creep rate $\dot{\epsilon}_{min} \times 10^{-4}$ (1/h)
Dialgauge	2	1518	153.1	0.02	—	—
	3	1518	51.1	77.1	4.505	4.5
	4	1518	38.5	223.0	5.598	2.0
	5	1408	128.5	30.5	1.196	3.0
	6	1298	228.9	9.5	0.231	0.1
	7	1408	102.4	194.5	0.805	0.7
Displacement meter	8	1523	38.4	30.0	2.755	6.0
	9	1473	50.0	152.0	1.989	1.3
	10	1473	50.0	427.5	2.743	0.6
	11	1523	30.0	129.0	4.285	2.0
	12	1523	30.0	115.0	3.415	2.0
	13	1523	25.0	733.0	10.014	1.0
	14	1473	50.0	859.0	2.927	0.3
	15	1523	25.0	305.5	4.455	1.0
	16	1523	25.0	207.0	3.313	1.8
	17	1473	70.0	52.0	1.562	3.0
	18	1523	50.0	4.0	1.240	19.6※
	19	1473	80.0	21.0	1.263	6.5
	20	1473	90.0	7.0	0.914	12.1※
	21	1423	100.0	92.0	1.119	1.0
	23	1423	130.0	45.5	1.501	1.6
	24	1423	160.0	4.25	0.830	16.0※

Table II. Experimental results for silicon carbide.

Specimen No.	Temperature T (K)	Stress σ (MPa)	Rupture time t_r (h)
2	1623	200.0	1.0
3	1623	180.0	12.0
4	1623	160.0	14.0
5	1623	160.0	39.5
6	1673	150.0	40.0
8	1673	200.0	0.061
9	1673	170.0	0.11
10	1723	150.0	0.62

Fig. 8. Creep strain curves for silicon nitride.

Fig. 9. Fluctuation of creep strain and its smoothing treatment.

る定常クリープ段階の存在, 最小クリープ速度の高低およびその継続時間を明らかに判断することができる。

なお, Fig. 10 (b) にみられるように No. 18, 20 および 24 試験片は定常クリープ段階を示すことなく破断に至っているが, Table I 中にはこれらの最終破断点の速度を最終クリープ速度として * 印を付して示している。また, 以下で最小クリープ速度と関連して議論を行う際の図面においてはこれらのデータ点に * 印を付して区別している。

4.3 クリープ破断曲線

Fig. 11 に常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素のクリープ破断曲線を示す。なお, 図中の $t_r=0$ 軸上の 3 点のプロットは 3 種の温度レベルにおける常圧焼結窒化ケイ素の高温静引張強度の平均値である。両対数紙上に示された常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素のクリープ破断曲線は温度をパラメータにしてよく直線で

Fig. 10. Creep strain rate curves for silicon nitride.

近似し得ることから, 応力と破断時間の関係は次式で表わされる。すなわち,

$$t_r \sigma^m = C \quad (2)$$

上式の定数 C , m はともに温度の関数である。図中に示す 5 本の実線および 2 本の破線はそれぞれ常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素に対して式 (2) を近似して求めた回帰直線であり, これより得られる式 (2) の定数 C , m の値を Table III にまとめて示している。図より本研究で用いた二種のセラミックスのクリープ破断曲線のばらつきは例えば繰返し疲労寿命のそれに比較してかなり小さいことが認められ, また, 1723K までの高温下で行われた常圧焼結炭化ケイ素の結果より, このクリープ破断強度は常圧焼結窒化ケイ素に比べてかなり高いことが観察される。

ここで, 常圧焼結窒化ケイ素の破断寿命の推定式を示しておく。まず, Table III に示した C および m の温度依存性を評価するための図が Fig. 12, 13 であり, 両図にみるプロット点の様子からこれらを第一近似として直線回帰することにより, 式 (3), (4) を得る。す

Fig. 11. Creep rupture curves.

Table III. Dependence of constants C and m on temperature.

Material	Temperature T (K)	Constant C	Constant m
Si ₃ N ₄	1408	18.7	8.2
	1423	14.8	6.4
	1473	13.7	6.5
	1518	13.6	7.0
	1523	11.4	6.6
SiC	1623	30.6	13.2
	1673	48.2	21.6

なわち,

$$C=78.3-0.0435T \quad (3)$$

$$m=17.5-0.0072T \quad (4)$$

次いで, 式 (3), (4) を式 (2) に用いて破断寿命を与える次式を得る.

$$\begin{aligned} t_r &= \text{Exp}[E(78.3-0.0435T) \\ &\quad + (17.5-0.0072T)\ln\sigma] \\ E &= \ln 10 \end{aligned} \quad (5)$$

Fig. 14 は常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素の破断面の巨視的様相を示したものである. 図 (a) および (e) の場合を除いて, 図の下部に位置する破壊起点から Slow crack growth (SCG) 領域の生成が観察され, これの占める面積割合は温度の上昇とともに増加し, 図 (d) に示す常圧焼結窒化ケイ素 (1523K, $\sigma=50$ MPa, $t_r=4$ h) の場合には破断面積のおよそ半分が SCG 領域となっている. こうした破面の様子は特に最終段階でのクリープ破壊の進行形態と関連していると思われるが, 現段階では両者の対応関係は明らかではない. 今後の研究の中でこの点に関する検討を試みたい.

4・4 最小クリープ速度の応力依存性および破断時間との関連

ひずみ測定装置を用いて得られた結果を対象にして常圧焼結窒化ケイ素の最小クリープ速度に係わる定量的側面からの検討を加える. ダイアルゲージによる測定結果を検討の対象から除外したのは, この場合の測定値には試験片平行部以外の試験片各部, スペーサーおよびつかみ治具の変形量が含まれており, 相対値としては使用できても, 厳密な定量評価には馴染まないとの判断による.

一般に最小クリープ速度と応力とは次式で示すような関係を

Fig. 12. Temperature dependence of the constant C .

Fig. 13. Temperature dependence of the constant m .

なすとされる. すなわち,

$$\dot{\epsilon}_{\min}^{(14)} = A\sigma^n \exp[-Q/(RT)] \quad (6)$$

ここで, A はセラミックスの組織, 温度, その他の環境に係るパラメータ, Q は活性化エネルギー, R はガス定数および T は絶対温度である. また, 同一温度条件下では上式は n を応力指数とする簡単なべき乗式となる. すなわち,

$$\dot{\epsilon}_{\min} = B\sigma^n \quad (7)$$

式 (7) に対応して, 3 段階での温度レベルにおける最小クリープ速度の応力依存性を両対数紙上に示したものが Fig. 15 であり, 図中の 3 本の実線は各データ

(a) No.6, Si₃N₄, 1298K

(b) No.5, Si₃N₄, 1408K

(c) No.20, Si₃N₄, 1473K

(d) No.18, Si₃N₄, 1523K

(e) No.2, SiC, 1623K

Crack growth

Fig. 14. Examples of fractured surfaces.

Fig. 15. Dependence of minimum creep rate on stress.

Fig. 16. Relationship between rupture time and minimum creep rate.

群に対する回帰直線である。このことより、1423K、1473K および 1523K における応力指数 n はそれぞれ 5.7, 5.0 および 4.0 となる。

さて、金属材料の場合にはクリープ破断寿命は最小クリープ速度を用いて式 (8) の形で表わされることがよく知られている。式 (8) に即した整理結果を

$$t_r \dot{\epsilon}_{\min}^{\alpha} = D, \quad \alpha \approx 1 \quad (8)$$

Fig. 16 に示しており、図より常圧焼結窒化ケイ素のクリープ破断寿命は最小クリープ速度によりばらつきも少なく整然と整理できる様子が観察される。また、図中の回帰直線より、式 (8) の定数 α および D はそれぞれ次のように与えられ、べき定数 α は金属材料の場合に

$$\alpha = 1.34, \quad D = 9.96 \times 10^{-4} \quad (9)$$

と比して幾分高い値となっている。

5 結 言

本研究で得られた主な結論は次の通りである。

(1) 開発したセラミックス用高温クリープ試験機およびひずみ測定装置は良好に作動し、標準的試験装置

としてはば満足すべき性能を有することを確認した。

(2) 1523K までの温度範囲で行われた常圧焼結窒化ケイ素の高温クリープ試験結果より、本材料は金属材料の場合と同様に 3 段階のクリープ変形過程を示すことが認められ、また、最大で約 10% もの破断ひずみを生じる場合のあることが観察された。

(3) 常圧焼結窒化ケイ素および常圧焼結炭化ケイ素のクリープ破断曲線はばらつきが少なく、両対数紙上でよく直線近似し得ることが認められた。

(4) 常圧焼結窒化ケイ素のクリープ破断寿命は、金属材料の場合と同様に最小クリープ速度を用いてよく整理されることが観察された。

おわりに、本実験の遂行に際して立命館大学学生福井智史君の熱心な協力を得た。また本研究の遂行に文部省科学研究費補助金(試験研究(1), 課題番号 62850020)の一部を使用した。記して謝意を表する次第である。

(平成元年 5 月 23 日 日本材料学会第 38 期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) C. A. Tracy, *Journal of Testing and Evaluation*, **15**, 14 (1987).
- 2) 田中道七, 岡部永年, 山元 茂, 中山英明, 福地雄介, 材料, **38**, 437 (1989).
- 3) 田中道七, 岡部永年, 境田彰芳, 材料, **36**, 563 (1987).
- 4) 田中道七, 境田彰芳, 材料, **34**, 461 (1985).
- 5) 田中道七, 境田彰芳, 日本機械学会論文集, A-53, 1566 (1986).
- 6) L. Ewart, S. Suresh, *Journal of Materials Science Letters*, **5**, 774 (1986).
- 7) R. H. Dauskardt, W. Yu and R. O. Ritchie, *Journal of American Ceramics Society*, **70**, C248 (1987).
- 8) 岸本秀弘, 上野 明, 河本 洋, 材料, **36**, 1122 (1987).
- 9) 田中道七, 岡部永年, 境田彰芳, 中山英明, 材料, **37**, 67 (1988).
- 10) 岸本秀弘, 上野 明, 河本 洋, 浦 幸雄, 材料, **38**, 32 (1989).
- 11) 田中道七, 岡部永年, 境田彰芳, 中山英明, 材料, **38**, 64 (1989).
- 12) 田中道七, 岡部永年, 石丸 靖, **38**, 137 (1989).
- 13) F. Wakai, S. Sakaguchi, Y. Matsuno and H. Okuda, *Proceedings of International Symposium on Ceramics Components for Engine*, p. 279 (1983).
- 14) J. L. Chermant, F. Osterstock, *Materials Science and Engineering*, **71**, 147 (1985).
- 15) 岡部永年, 平田英之, 村松正光, 浜田晴一, 材料, **38**, 783 (1989).
- 16) 田中道七, 山元 茂, 岡部永年, 中山英明, 日本材料学会第 19 回疲労シンポジウム前刷集, p. 97 (1988).
- 17) 田中道七, 岡部永年, 中山英明, 石丸 靖, 今道高志, 日本材料学会第 38 期学術講演会前刷, p. 103 (1989).
- 18) F. C. Monkman and N. J. Grant, *Proc. ASTM*, **56**, 600 (1956).
- 19) S. Taira, R. Ohtani and S. Nakamura, *Proceedings of 1973 Symposium on Mechanical Behavior of Materials*, p. 221 (1974) Soc. Mat. Sci., Japan