高温における間けつ的過大荷重下のき裂伝ば挙動*

小寺 沢 良 一** 森 時 彦***

Crack Propagation under Intermittent Overloading
at Elevated Temperatures

by

Ryoichi KOTERAZAWA and Tokihiko MORI

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

Effects of intermittent overloading on the crack propagation under creep conditions were studied with 304 stainless steels at 550 and 650°C. Intermittent loading remarkably reduced the life of specimens and the fracture took place at about the value of linear cumulative damage of 1/20~1/40. The crack propagation rates were also remarkably accelerated to be about 20~100 times as large as those of static creep cracks for a given value of net section stress. The fracture surface morphology under intermittent loading differed from that under a constant load of intergranular creep type, indicating extremely ductile transgranular fracture by glide plane decohesion. The remarkable reduction in life and the acceleration in propagation rate could be ascribed to the recovery of the material during the low stress period. Crack propagation rates under intermittent loading were correlated well with modified J-integral $\dot{J}$ and appeared to agree with the rates of creep cracks as well as fatigue cracks in the high stress range. Crack propagation rates at different temperatures also coincided well in the $\dot{J}$ diagram. (Received June 10, 1978)

キー・ワード：疲労クリープ相互作用，フラクトグラフィ，破壊力学，修正J積分，累積損傷

1 緒 言

疲労クリープ相互作用条件下の寿命推定に広く用いられている線型累積損傷則¹⁾は、実際の破壊機構に基づくものではなく、また必ずしも満足すべき寿命予測を与えるとはいえないようである。近年この損傷則を基礎とした設計基準が ASME に採用されたが²⁾、これは、限られた条件下における少数の実験結果を基にしたものであり、この点に関する今後のデータの蓄積と検討が重要課題となっている。常温疲労に関し筆者の一人らは、例えば疲労限以下の過小応力の上に少数回の過大応力が加わる応力条件下で疲労き裂伝ばの著しい加速（100 倍程度以上）が起り、非常に小さい累積繰返し数比（1/100 以下）で破断する結果を報告しており³⁾、高温においても、条件によってはこのような顕著な加速の生ずることが考えられる。本報では疲労クリープ相互作用条件下において、き裂伝ば過程が寿命の大部分を占める鋭い切欠き材を用い、片振り繰返し荷重を荷重する場合について、まずき裂伝ばが加速し、

小さい損傷値で破断を生じるような荷重条件についての検討を行い、次に同荷重条件下において加速するき裂の伝ば挙動を支配する破壊力学因子ならびにその機構に関し若干の考察を試みる。

2 実験方法

供試材料は SUS 304 ステンレス鋼で、その化学成分と熱処理条件を Table I に、常温での機械的性質

Table I. Chemical compositions and condition of heat treatment of the test materials.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
B	0.07	0.82	1.59	0.034	0.019	8.20	18.30
C	0.05	0.72	1.00	0.025	0.013	8.74	18.29

Solution treated at 1100°C

Table II. Mechanical properties of the test materials at room temperature.

Material	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield stress (kg/mm ²)	Elongation (%)
B	62	—	66
C	60	27	62

* 原稿受理 昭和53年 6 月10日

** 正 会 員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

*** 学生会員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

Fig. 1. Test specimens.

Table II に示す。試験片は Fig. 1 に示す円周切欠き丸棒 (NRB) 試験片ならびに両側切欠き (DEN), 中央切欠き (CN) および平滑の板試験片の 4 種類で, NRB 試験片に B 材, 板試験片には C 材を用い, いずれも機械加工により作製した。試験温度は 550 および 650℃で, 試験機はジャッキ・タイマーにより, 変動荷重を自動的に負荷しうようにした単一レバー式クリープ試験機を用いた。荷重様式には, 実機の起動, 停止あるいは過負荷時などに生ずる過渡的な過大荷重を想定し Fig. 2 に示すように t_i 時間の低応力期間をはさんで 1 サイクルの矩形状荷重を開けつゝに負荷するものである。き裂長さの測定には 20 倍の遊尺付望遠顕微鏡を用い, また修正 J 積分 $\bar{J}$ を求めるために, 試験片の標点間距離 G. L. の伸び δ を上記望遠顕微鏡により測定した。き裂伝ば速度は, き裂長さ-時間曲線の傾きから求め, G. L. の伸び速度 $\dot{\delta}$ についても, 伸び-時間曲線から同様に求めた。破面観察には走査電子顕微鏡 (日立-明石 MSM 2 形) を用いている。

Fig. 2. Loading program.

3 実験結果と検討

3.1 負荷条件と損傷値

寿命低下にできるだけ顕著な影響をもつ負荷条件を見出すため, 650℃において NRB 試験片を用い, 3 サイクルの変動荷重ブロックを 12 時間毎に負荷する試験を予備実験として実施した。その変位-時間関係の例を Fig. 3 に示す。同図にみられるように試験片の非可逆変形の大部分は, 過大荷重の 1 回目の負荷時に生じており, 続く 2 回の過大荷重による非可逆変形量は極めて小さい。これは過大荷重の 1 回目の負荷が, 寿命に対し顕著な影響を有することを示唆しており, Fig. 2 のような 1 サイクルの過大荷重を開けつゝに負荷する荷重条件下では, より少い繰返し数で破断すると思われる。

Fig. 3. Elongation of NRB specimen plotted against time (650°C).

つぎに低応力期間 t_i が寿命に及ぼす影響を検討するため, Fig. 2 の負荷条件で, $t_i = 0.5, 1, 2, 3$ hr の試験を, 上と同じ試験片, 試験温度で行った。その結果から得た損傷値を Table III に示す。疲労クリープ相互作用条件下の損傷値の一般的評価式は

$$D = \sum (n/N_f) + \sum (t/T_r) \quad (1)$$

ここに, n は破断繰返し数が N_f となる応力の繰返し数, t は破断時間 T_r となる応力の保持時間, D は全損傷値を表す。この右辺第 1 項の疲労損傷を求めるに必要な N_f 値としては, 時間依存形の破壊過程を含まない, 周期 $\rightarrow 0$ の疲労試験における破断繰返し数を用いるべきであるが, 実際にはこれは不可能である。ここでは便宜上, 1 周期中に低応力, 高応力それぞれ 13 sec ずつの荷重保持時間 t_0 を含む Table III 試験 No. 1 を基準 (クリープ損傷零) として, その破断繰返し数を N_f 値として採用し, 第 2 項の時間 t の代りに $(t - t_0)$ を用いて,

$$D = \sum \frac{n}{N_f} + \sum \frac{t - t_0}{T_r} \quad (2)$$

*1 Fig. 3 の変位値は, クリープ試験機のつかみ部の変位をダイヤルゲージにより測定した値で, 試験片伸びの大体の目安を与えるものとして用いた。

Table III. Test conditions and the damages of NRB specimen under intermittent overloading at 650°C.

Test No.	Stress (kg/mm ²)	t_h (sec)	t_l	n_f	t/T_r	n/N_f	D
1	$\sigma_h=30$ $\sigma_l=15$	13	13 sec	1664	—	—	—
2		60	3 hr	41	0.237	0.025	0.262
3		30	2 hr	52	0.170	0.031	0.201
4		15	1 hr	57	0.077	0.034	0.111
5		15	30 min	120	0.078	0.072	0.150

Table IV. Test conditions and the damages of DEN specimen under intermittent loading at 650°C.

Test No.	Specimen	Stress (kg/mm ²)	t_h (sec)	t_l (hr)	n_f	t_h/T_r	n_f/N_f	D	N_f	T_r (hr)
1	DEN	$\sigma_h=22.0$	5	2	71	0.028	0.019	0.047	3800	3.5
2		$\sigma_l=1.1$	5	0.5	116	0.046	0.031	0.077		

Table V. Test conditions and the damages of DEN and CN specimen under intermittent loading at 550°C.

Test No.	Specimen	Stress (kg/mm ²)	t_h (sec)	t_l (hr)	n_f	t_h/T_r	n_f/N_f	D	N_f	T_r (hr)
1	DEN	$\sigma_h=33.0$	5	2	32	0.007	0.018	0.025	1800	6.8
2		$\sigma_l=1.65$	5	4	38	0.008	0.021	0.029		
3	CN	$\sigma_h=31.0$ $\sigma_l=1.55$	5	1	68	0.008	0.028	0.036	2400	11.3
4			5	2	19	0.002	0.008	0.010		
5			5	3	25	0.003	0.010	0.013		
6		$\sigma_h=29.0$ $\sigma_l=1.45$	5	2	186	0.012	0.056	0.068	3300	21.0

によって評価した。^{*2} T_r は各応力レベルに対応する一定荷重クリープ破断時間である。(2)式を用いて求めた Table III の各損傷値を、低応力保持時間 t_l に対して Fig.4 に図示する。同図に示すように、 t_l の増加とともに $\Sigma n/N_f$ 値は減少し飽和する傾向にあるのに対して、 $\Sigma t/T_r$ 値は増加して1に近づき、全損傷値 D の大部分を占める。逆に t_l の短い側では $\Sigma n/N_f$

値が増加し、これが1に近づいて D 値の大部分を占める傾向にある。 t_l のある長さにおいて D 値は最小となり、このとき $\Sigma n/N_f$ と $\Sigma t/T_r$ 値はほぼ同程度の大きさとなっている。従来の疲労クリープ相互作用に関する研究では、比較的 t_l の短い試験を行っているものが多く、そのために、上記の結果からわかるように、 $\Sigma n/N_f \gg \Sigma t/T_r$ 、したがって $D \approx \Sigma n/N_f \approx 1$ となる結果を報告したものが多い。このように、 D 値が1より極端に小さい結果が少いのは、それらの実験が短い t_l を中心に実施されてきたという試験条件の選定に起因するものであり、 t_l によっては上記のように非常に D 値が小さくなるから、この点に充分の注意を払う必要がある。

3・2 間けつ荷重下のき裂伝ば挙動

前節では試験片の寿命(破断時の損傷値 D)が著しく低下する荷重条件について検討した。その際低応力 σ_l は一定としたが、これをより低くとると、(1)式によって計算される σ_l によるクリープ損傷値は小さくなるのに対して、実際の寿命低下は後述するように組織回復によるから、低応力の値にはほとんど関係しないものと推測され、したがって σ_l を小さくすることに

Fig. 4. Damages of NRB specimen plotted against low stress period.

^{*2} この評価法は一般的なものではないため、これによって得た損傷値の絶対値については多少問題があるが、ここで取扱う t_l による損傷値の相対的な変化については妥当と考えられる。

よって破断時の損傷値 D はさらに低下するものと思われる。本節では σ_i を極端に小さくし(1.1~1.65 kg/mm²)、低応力期間を応力休止に近い状態とした間けつ荷重試験をDEN, CN板試験片について行い、同荷重条件下のき裂伝ば挙動を検討する。この試験では、また温度の影響をも検討するため、試験温度を650・550℃の2種類にとっている。その破断時の損傷値をそれぞれTable IV, Vに示す。板試験片の場合、前節のNBR試験片の場合とは異り、ほぼ繰返し数依存形とみられる疲労き裂伝ば速度が次式のように応力拡大係数幅 $4K$ の関数として得られている。

$$650^\circ\text{C}: dl/dn = 1.01 \times 10^{-7} (4K)^{2.23} \quad (3)$$

$$550^\circ\text{C}: dl/dn = 6.46 \times 10^{-9} (4K)^{2.67} \quad (4)$$

疲労損傷値 $\Sigma n/N_f$ を求めるための N_f 値は、(3)・(4)式をき裂長さで積分し、得た破断繰返し数を採用した(Table IV, V)。この場合の積分限界は初期き裂長さから、破断時の最大正味応力 $\sigma_{\text{net max}}$ が限界値に達するき裂長さまでをとり、限界値 $\sigma_{\text{net max}}$ は650, 550℃においてそれぞれ26, 38 kg/mm²とした。また $\Sigma t/T_r$ 値を求めるための T_r 値は一定荷重クリープ試験を実施して得た。Table IV, Vに示すように板試験片の全損傷値は650℃で1/20, 550℃では1/40以下の小さな値となり、線形損傷則、あるいはASME Codeに採用された損傷則(全損傷値の最小値が3/5)からみても、著しく危険な荷重条件のあることを示している。

この場合のき裂伝ば速度 dl/dt (単位正味負荷時間あたりのき裂伝ば量)を正味応力 σ_{net} で整理し、クリープき裂伝ば速度と比較したものをFig. 5に示す。同図から明らかなように、同じ σ_{net} 値に対し、間けつ荷重下のき裂伝ば速度は、650℃においてクリープき裂伝ば速度の20~50倍、550℃において40~100倍程度大きくなり、小さい損傷値に対応して著しいき裂伝ばの加速が認められる。Fig. 5においてはまた、間け

Fig. 5. Crack propagation rate plotted against net section stress.

つ負荷、定常負荷を問わず、650℃におけるき裂伝ば速度は550℃のそれより大きく、当然のことながら、 σ_{net} 線図上ではき裂伝ば速度の温度依存性がある。

650℃において、間けつ荷重によりき裂伝ばが著しく加速した場合の破面例をFig. 6に示す。同図(a)にみられるように破面のしぼりが著しく、安定き裂成長の前期には(b)図に示すようなすべり面分離型の延性粒内破面を呈し、後期には(c)図に示すように、最終破面にみられるものよりやや大形のディンプル破面が観察された。このように安定き裂成長部全域の破壊が極めて延性的であることが破面様相からわかる。Fig. 7はDEN試験片のき裂を炉内で観察した写真の一例である。き裂は著しく開口しており、これからも延性的なき裂伝ばの様相がうかがわれる。

寿命が著しく低下するのは、二つの過大荷重の間に適当な長さの低応力期間がある場合であり(Fig. 4), その場合の破壊が上記のように極めて延性的であることから、過大荷重負荷時に加工硬化した材料において低応力期間中に組織回復が進行し、これが次の過大荷重による変形、したがってまたき裂伝ばを促進するという機構が考えられる。平滑材のクリープ変形に関しては、本実験のような低応力負荷期間を伴うクリープ

*3 (3)・(4)式は繰返し速度 $f=2$ cpmにおいて得た式で、 $f=0.2$ cpmの場合に比べ dl/dn は約1/2程度になり、若干の時間依存性を有する(完全な時間依存形破壊では1/6)。しかし、2 cpmより高繰返し速度側で時間依存性は減少する傾向と推測されることから、本節では(3)・(4)式がほぼ繰返し数依存形のき裂伝ば速度を与えるものとする。なお完全に繰返し数依存形の破壊過程で N_f 値を得れば、それは(3)・(4)式から得られる値より大きくそれによって求まる損傷値はTable IV, Vに示したもののよりさらに小さな値となる。

*4 (3)・(4)式を得た前報⁽⁴⁾⁽⁵⁾の疲労試験では、試験片寸法(中央切欠き試験片板幅48, 32, 8 mm)に拘らず、ほぼ一定の $\sigma_{\text{net max}}$ 値で破断している。その理由は破断直前に試験片残り断面が全面降伏を起すことにあると思われるが、今回 N_f 値を必要とする試験の応力レベルは前報⁽⁴⁾⁽⁵⁾の場合より高く(σ_{nom} で約1.5倍)、したがって破断は前報の場合と同様、試験片の全面降伏後に起ると予想され、 $\sigma_{\text{net max}}$ を破断条件とすることは妥当と考えられる。

*5 間けつ負荷試験における低応力 σ_i (1.1~1.65 kg/mm²)によるクリープ損傷値を試算すると 10^{-8} 以下と推定されるため、これを無視した。

*6 低応力負荷期間を除いた負荷時間

(a) Panoramic view of fracture under intermittent loading

(b) Transgranular ductile fracture (enlarged view)

(c) Dimple fracture on stable crack growth area (enlarged view)

Fig. 6. Examples of electron fractographs (Specimen of No.1 in Table V).

試験において、組織回復によって著しいクリープの加速を生ずることはよく知られている。^{6)~9)} この種の回復が、本実験条件下においてどのように現れるかをみるため、平滑板試験片を用い、650℃で行った間けつ荷重および一定荷重クリープ試験の結果を Table VI に示す。同表に示すように、間けつ荷重試験の場合のクリープ

Fig. 7. Morphology of crack under intermittent loading (Specimen of No.1 in Table V).

Table VI. Comparison of minimum creep rate and Vickers hardness of tested specimens in constant load test and those in intermittent load test.

Conditions	Minimum creep rate (mm/hr)	Vickers hardness
(1) Constant load: interrupted after 1.5 hr creep test at $\sigma_{nom}=22 \text{ kg/mm}^2$	1.37	214
(2) Intermittent load: interrupted at the end of 1 hr low stress period after 28 th cycle ($\sigma_h=22 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_l=1.1 \text{ kg/mm}^2$, $t_h=5 \text{ sec}$, $t_l=1 \text{ hr}$)	46.1	210
(2)/(1)	33.6	0.98

速度は一定荷重試験の場合の約34倍で、回復による変形速度の増加量はき裂伝ばの加速量にほぼ対応している。^{*7} 同表に示した硬度には大差はないが、切欠き材に間けつ荷重を負荷した場合の、切欠き底から充分離れた (4 mm 以上) の部分の硬度 H_{V1} と、き裂端近傍 (1 mm 以内) の値 H_{V2} は、 $H_{V1}=269$, $H_{V2}=251$ で、き裂先端近傍において比較的低い値を示しており、この部分で特に組織回復が顕著で、き裂伝ば加速の原因となりうることを示唆するものとみられる。

上記のき裂伝ば速度を修正 $\dot{J}$ 積分 $\dot{J}$ で整理したものを Fig.8 に示す。この場合の $\dot{J}$ 値の評価には、前報¹⁰⁾ でクリープき裂の場合に用いたものと同様の深いき裂材に対する簡便式¹¹⁾

$$\dot{J} = \sigma_{net} \dot{\delta} \quad (5)$$

ここに、 $\dot{\delta}$: 単位正味荷重時間あたりの伸び量^{*8}を用いた。同図から明らかなように、間けつ荷重下のき裂伝ば速度は一定荷重クリープき裂伝ば速度の延長線上にあり、 $\dot{J}$ が両荷重条件にわたるき裂伝ばの支配力学因子であることを示唆している。また 550℃にお

*7 この平滑材におけるクリープ速度の加速現象は、小さい損傷値における破壊が巨視的き裂伝ばを伴う場合に限定されるものでないことを示唆するものと考えられる。

*8 前述のように低応力は充分小さく、また伸び速度は応力の $n=7.4$ 乗に比例するから、低応力期間中の伸び量は全体の伸び量に比べて無視し得る。

Fig. 8. Crack propagation rate plotted against modified J integral.

ける間けつ荷重下および一定荷重下のいずれのき裂伝ば速度の結果も、同図中で 650°C におけるそれらと一致しており、荷重様式だけでなく、異なる温度条件下のき裂伝ば速度も、 $\dot{J}$ 線図上で一致する傾向を示している。一定荷重クリープ条件下において、 $\dot{J}$ 線図上でき裂伝ば速度の温度依存性がほとんど現れないことは、大略らによっても報告されている¹²⁾。筆者らはまた、 $\dot{J}$ 線図上では温度レベルの異なる高温疲労き裂伝ば速度も高応力レベルにおいては一致し、それらがクリープき裂伝ば速度とも一致する結果を得ており、本実験の結果と併せて考えると、比較的高応力レベルにおけるクリープ条件下のき裂伝ば挙動は、その温度レベル、荷重様式に拘らず、修正 J 積分線図上で相関性の良い結果を得ることができると結論できる。

修正 J 積分 $\dot{J}$ は、定常クリープ条件下のき裂先端近傍の応力・ひずみ速度場 (σ_{ij} , $\dot{\epsilon}_{ij}$) の代表値であり、材料の構成方程式を

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \quad (6)$$

と仮定すれば、 σ_{ij} , $\dot{\epsilon}_{ij}$ はそれぞれ次のように表すことができる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{ij} &= (\dot{J}A/In)^{1/(n+1)} r^{-1/(n+1)} \bar{\sigma}_{ij}(\theta) \\ \dot{\epsilon}_{ij} &= A^{1/(n+1)} (\dot{J}/In)^{n/(n+1)} r^{-n/(n+1)} \bar{\epsilon}_{ij}(\theta) \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

特に、クリープ指数 n が 1 に比べて充分大きい本実験 ($n=7.4$) のような場合には、 $n/(n+1) \div 1$ となり近似的に $\dot{J} \propto \dot{\epsilon}_{ij}$ となる関係にある。したがって、上記の結果でき裂伝ば速度の $\dot{J}$ 線図上での傾きがほぼ 1 となるのは、き裂伝ば速度が $\dot{\epsilon}_{ij}$ 、すなわちき裂先端近傍のひずみ速度に比例することに起因するものと考えることができる。従来の試験結果において、クリープ指

数が応力-クリープき裂伝ば速度線図のこう配に近い値をとり、クリープ速度とクリープき裂伝ば速度の間に関連性がある点については前報で述べた。また平滑材の破断寿命 t_r と最小クリープ速度 $\dot{\gamma}$ の間に $t_r \cdot \dot{\gamma} = \text{一定}$ 、という関係があることも知られている¹⁵⁾。これらのクリープ速度とき裂伝ば速度あるいは寿命との関連性を示す結果はき裂先端近傍のひずみ速度がクリープ条件下のき裂伝ばの支配因子となっている、という見方を裏付けるものと考えられる。

4 結 論

SUS 304 ステンレス鋼を用い、異なる温度 (650, 550°C) において間けつ過大荷重試験ならびに同荷重条件下の破壊の特徴がさらに顕著に現れると思われる間けつ荷重試験を行った結果次の結論を得た。

(1) いずれの温度レベルにおいても、間けつ過大荷重もしくは間けつ荷重が負荷される場合、寿命は著しく短くなり、損傷値が 1/20~1/40 以下において破壊が起きた。

(2) 破断時の損傷値 D は、低応力保持時間 t_L の小さい側と大きい側で 1 に近い値となり、その中間の t_L に対し最小値をとる傾向を示した。また D が最小値をとるとき、クリープ損傷値と疲労損傷値は同程度の大きさとなる。

(3) 小さい損傷値で破断する場合の間けつ荷重下のき裂伝ば速度は、同じ正味応力 σ_{net} におけるクリープき裂伝ば速度に比べ 20~100 倍程度大きい。破面解析、炉内観察の結果から、その場合のき裂伝ば挙動が通常のクリープき裂と異り極めて延性的であることを示した。

(4) 平滑材を用いた試験において、間けつ荷重によるき裂伝ばの加速と同程度のクリープ速度の増加が起きた。このことおよび上記(3)の結果より、間けつ荷重下のき裂伝ばの加速機構として、低応力期間中の組織回復が重要な役割を演じていると考えられる。

(5) 修正 J 積分 $\dot{J}$ によりき裂伝ば速度の整理を行うと、いずれの温度レベルにおいても、間けつ荷重下の結果は一定荷重試験結果の延長線上に現れ、 $\dot{J}$ は両荷重条件に共通なき裂伝ばの支配力学因子と考えられる。

(6) 間けつ荷重、一定荷重、比較的高応力レベルにおける繰返し荷重 (疲労) のいずれの場合においても、また異なる温度 (550, 650°C) においても、き裂伝ば速度は $\dot{J}$ 線図上で一致した。すなわち、き裂伝ば速度は、これらの条件の範囲内において、応力、温度条件にかかわらず $\dot{J}$ によって一義的に定まる。

終りに、本実験にご協力いただいた大阪大学基礎工学部学生 (実験当時)、小池修氏、同大学院中井友充氏をはじめ筆者らの研究室の諸氏に感謝の意を表す。また、本研究には昭和52年度文部省科学研究費 (一般

研究C)の補助を得た。付記して謝意を表する。

(昭和52年5月25日 日本材料学会第26期総会学術講演会にて一部講演)

参 考 文 献

- 1) Robinson, E. L., Trans. ASME, **74**, 777 (1952); Miner, M. A., J. Appl. Mech., **12**, A159 (1945).
- 2) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case 1592.
- 3) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 材料, **25**, 875 (1976); 小寺沢良一, 志茂大治郎, 近藤潤一, 材料, **27**, 54 (1978); 小寺沢良一, 材料, **27**, 871 (1978).
- 4) 中井友充, 森 時彦, 小寺沢良一, 日本機械学会講演論文集, No.784-1, 40 (1978).
- 5) 小寺沢良一, 西川義富美, 森 時彦, 材料, **27**, 92 (1978).
- 6) Kennedy, A. J., Proc. Roy. Soc., **213**, 492 (1952).
- 7) Raymond, L., and J. E. Dorn, Report No. MT-63-4 Univ. of California, Inst of Engng. Research (1963).
- 8) Guarnieri, G. J., ASTM STP-165, 105 (1954).
- 9) 平 修二, 田中吉之助, 大路清嗣, 日本機械学会論文集, **25**, 1056 (1959).
- 10) 小寺沢良一, 森 時彦, 材料, **26**, 948 (1977); Kote-razawa, R., and T. Mori, Trans. ASME, Ser. H, **99**, 298 (1977).
- 11) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本材料学会第26期総会学術講演会前刷集, 137 (1977).
- 12) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 片田康行, 斎藤英文, 日本機械学会講演論文集, No.784-1, 88 (1978).
- 13) Landes, J. D., and J. A. Begley, ASTM STP-590, 128 (1976).
- 14) 小寺沢良一, 岩田泰男, 材料, **24**, 1114 (1975).
- 15) Monkman, F. C., and N. J. Grant, Proc. ASTM, **56**, 593 (1956).