

© 1986 ISIJ

クリープ疲労き裂伝ば特性にもとづく高温 構造材料の寿命・余寿命推定の基本的概念

大谷 隆一*・北村 隆行*²・木南 俊哉*³

A Concept of Life and Remaining Life Prediction of High Temperature Structural Materials Based on the Characteristics of Creep-Fatigue Crack Propagation

Ryuichi OHTANI, Takayuki KITAMURA and Toshiya KINAMI

1. 緒 言

従来から設計においては、平滑試験片のクリープ破断寿命あるいは疲労破断寿命をもつて構造部材、とりわけ切欠き部のき裂発生寿命とし、その寿命推定にはクリープ破断曲線あるいは MANSON-COFFIN 則の疲労破断曲線(または S-N 曲線)を用いる。一方、超音波法など非破壊検査によつて 1 mm ないしは数 mm の欠陥あるいは使用中に成長したと思われるき裂が検出されれば、直ちに何らかの補修をほどこす。したがつて、き裂伝ば速度に基づく寿命推定やき裂伝ばに関する安全性評価は行わない。以上が現在の設計および余寿命管理の基本的概念である。

換言すれば、き裂伝ば試験を行うこと、それによつて伝ば速度に影響を及ぼす諸因子を検討すること、特にき裂伝ばの破壊力学的法則を明らかにすること等は、高温構造材料の寿命および余寿命推定に対して直接の役割をはたしていないのが現状である。しかしながら、クリープ疲労のき裂伝ばに関する研究は次のような事項の解明のためには有力であり、場合によつては欠かすことができない。

(1) 耐クリープ疲労性に関する材料比較、材料開発を行うこと。

(2) 未使用および使用材のクリープ疲労破壊抵抗の定量評価を行うこと。

(3) 切欠き底、溶接継手部あるいは鑄造欠陥などから発生して大きくなつたき裂の伝ば速度、伝ば期間を推定し、余寿命推定の信頼性を向上させること。

(4) 平滑試験片のクリープ疲労寿命がき裂の発生と伝ば、とりわけ伝ばによつて決定される場合が多く、き裂伝ばと破断寿命の関係を明らかにして、寿命評価法の信頼性を向上させること。

(5) クリープ疲労の破壊機構、き裂伝ばの材料学的および力学的特性を明らかにして、損傷の実体、クリープと疲労の相互作用、析出物や雰囲気の影響を解析し、上記(1)~(4)の事項解明に供すること。

以上の内容は室温疲労についてもほぼ同様にいえることである。しかし、高温のクリープ疲労については、き裂伝ばの試験データ並びに破壊力学的検討が室温疲労にくらべて極めて少なく、上記事項の解決にはいまだほど遠い。したがつて、き裂伝ば特性に基づく具体的かつ実用的な寿命・余寿命推定法を提案できる段階ではないが、ここではその基礎となるクリープ疲労き裂伝ばに関する最近までの研究結果を整理して要点をあげ、それに基づく寿命・余寿命推定の概念を述べる。

2. クリープ疲労き裂伝ば特性

いままでの研究によつて明らかになつたと思われるき裂伝ば特性をまとめたものが Table 1¹⁾である。各項目について表で記述し得なかつた点を補足説明する。

2.1 周波数依存性

繰返し応力-ひずみヒステリシスループが周波数によらずに一定とみなせるほど高周波数になると、き裂伝ばも繰返し数依存性を示す。このき裂伝ばをⒶと記すことにする。一方、Fig. 1 に示すように、荷重制御型疲労の場合、十分低い周波数域では純時間依存性となる。このき裂伝ばをⒷと記すことにする。ⒶとⒷの間には両者の相互作用としてのき裂伝ばⒸが認められる。Ⓒの現れる周波数域は材料、温度、応力あるいはひずみ波形、応力レベル、応力比、き裂長さ等による。

2.2 応力あるいはひずみ波形依存性

き裂伝ばがⒶかⒷかのいずれであるかは正確には周波数によるのではなく、むしろサイクルの引張方向ひずみ速度による。換言すれば、各サイクルの圧縮方向ひずみ

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 6 月 26 日受付 (Received June 26, 1985)

* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

²* 京都大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

³* 京都大学大学院 (Graduate School, Kyoto University)

速度の大小または圧縮側での応力またはひずみ保持の有無にはほとんど関係なく、ヒステリシスループの引張方向の形が同一であれば同一のき裂伝ば速度を示す⁸⁾。したがってⒺあるいはⒸと波形の種類とに対応関係があ

る。それを Fig. 2 に示す。

2.3 温度依存性

Ⓔの温度依存はき裂伝ば速度のみならず変形挙動自体、かなり小さい。Ⓒについてはき裂伝ば速度およびひ

Table 1. Characteristics of cycle-dependent and time-dependent fatigue crack propagation at high temperature.

Items	Ⓔ Cycle-dependent fatigue crack propagation	Ⓒ Time-dependent fatigue crack propagation	Figures	Ref.
1. Frequency dependence (Strain rate dependence)	High frequency High strain rate in tension going period irrespective of strain rate in compression	Low frequency Low strain rate in tension going period irrespective of strain rate in compression	1	2)-7)
2. Stress or strain waveform dependence	p-p type waveform: fast-fast or no hold p-c type waveform: fast-slow or compression hold	c-c type waveform: slow-slow or tension and compression hold c-p type waveform: slow-fast or tension hold	2	8)-10)
3. Temperature dependence	Little Effect of temperature dependence of ductility, elastic modulus, and/or yield stress	Remarkable Activation energy for crack propagation \cong activation energy for creep	1, 4	9), 11), 12)
4. Fracture morphology	Transgranular Fatigue striation	Intergranular In some steels, transgranular fracture with dimples In some cases (in Resion ① in Fig. 1), mixed fracture		2)-4), 8), 9), 13)-15)
5. Mechanism of crack propagation	Crack opening and crack-tip blunting Crack closure and crack-tip resharping	Creep strain accumulation Stable propagation of ductile crack	3	16)-19)
6. Fracture mechanics law	$dl/dN = C_f (\Delta J_f)^{m_f}$ (1) ΔJ_f : fatigue J-integral range (cyclic J-integral) C_f, m_f : material constants Eq. (1) includes $dl/dN - \Delta K$ relation for high cycle fatigue. Usually, $1 < m_f < 2$	$dl/dt = C_c (J^*)^{m_c}$ (2) J^* : creep J-integral (modified J-integral or C*-parameter) C_c, m_c : material constants $dl/dN = C_c \Delta J_c$ ($m_c = 1$) (3) $\Delta J_c = \int_0^{t_c} J^* dt$: creep J-integral rang Eq. (2) nearly coincides with that of static (monotonic tensile) creep. Usually, $m_c \cong 1$	4, 5	4), 6)-11), 13), 14), 18)-20)
7. Evaluation of J-integral (in the case of relatively short crack)	$\Delta J = \Delta J_{elastic} + \Delta J_{plastic} = 2\pi M_f \left\{ \frac{\Delta \sigma \Delta \epsilon \epsilon}{2} + \frac{N+1}{2\pi} f(N) \frac{\Delta \sigma \Delta \epsilon \rho}{N+1} \right\} l$ (4) $M_f = M_f^2 / Q$ (5) = (boundary correction factor) / (flaw shape correction factor for K_I) $\Delta \epsilon \rho / 2 = A (\Delta \sigma / 2)^N$ (6) $f(N) = 3.85 \sqrt{N} (1 - 1/N) + \pi / N$ (7)	$J^* = J^*_{transient} + J^*_{steady creep}$ $= 2\pi M_f \left\{ \frac{1 + 2\beta n}{(n+1)t} \frac{\sigma \epsilon \epsilon}{2} + \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\sigma \dot{\epsilon} \epsilon}{n+1} \right\} l$ (8) $\dot{\epsilon} \epsilon = B \sigma^n$ (9) $\sigma = \sigma_{max}(t/t_0)^\beta$: stress waveform (10) $\Delta J_c = 2\pi M_f \left\{ \frac{\sigma_{max} \sigma_{max} \Delta \epsilon \epsilon}{\Delta \sigma} + \frac{n+2}{n+3} \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\sigma_{max} \Delta \epsilon \epsilon}{n+1} \right\} l$ (11) for $m_c = 1$ $J^*_{transient}$: creep J-integral in the stress redistribution period in the vicinity of crack tip (J-integral for small scale creep)	6	21)-30)
8. Creep-fatigue interaction	The values of A and N of Eq. (6) change with creep. — Interaction with creep deformation The interaction causes the increase in $\Delta J_{plastic}$ and so dl/dN in ① region of Fig. 1. Little or no interaction between creep fracture and fatigue fracture	The values of B and n in Eq. (9) change with changing stress. — Interaction with plastic deformation The interaction causes the increase in J^* or ΔJ_c and so dl/dt or dl/dN in ① and ② regions of Fig. 1.	1, 7	6), 26), 27), 31), 32),
9. Transition from Ⓔ to Ⓒ	$\Delta J_c / \Delta J_f < (\Delta J_c / \Delta J_f)_{transition}$ (12) $(\Delta J_c / \Delta J_f)_{transition} : \Delta J_c / \Delta J_f$ when $(dl/dN)_{\text{Ⓔ}} = (dl/dN)_{\text{Ⓒ}}$	$\Delta J_c / \Delta J_f > (\Delta J_c / \Delta J_f)_{transition}$ (13) The value of $(\Delta J_c / \Delta J_f)_{transition}$ is large (about 0.1) in high crack propagation rate region, and is small (about or less than 0.01) in low c.p.r. region.	7	6)-8), 13)
10. Limit of crack length in which J-integral is applicable	Uncertain (not yet ascertained, but supposed to be similar to Ⓒ time-dependent fatigue)	3~5 grain boundary length (100~200 μm in 304 stainless steel of the mean grain diameter of 40 μm) Similar to creep		33)-35)
11. Range of fatigue life in which Eqs. (1) and (2) or (3) are applicable	Not yet ascertained, but supposed to be similar to Ⓒ	Number of cycles from 0.3 N_f to N_f (about 70 % of fatigue life) Number of cycles to crack initiation, N_c , is less than 0.1 N_f .	8	34), 35)

<p>12. Fatigue life derived from Eqs. (1) and (2) or (3)</p>	$(\Delta\tilde{W}_f)^{m_f} N_f = D_f$ (14)	$(\Delta\tilde{W}_c)^{m_c} N_f = D_c t_o^{1-m_c}$ (17)	9, 30), 36), 37)
	$\Delta\tilde{W}_f = \frac{\Delta\sigma \Delta\epsilon_f}{2} + \frac{N+1}{2\pi} f(N) \frac{\Delta\sigma \Delta\epsilon_f}{N+1}$ (15)	$\Delta\tilde{W}_c = \left\{ \int_0^{t_o} \left[\frac{1+2\beta n}{(n+1)t} \frac{\sigma_{\epsilon\epsilon}}{2} + \frac{n+1}{2\pi} f(n) \times \frac{\sigma_{\epsilon\epsilon}}{n+1} \right]^{m_c} \frac{dt}{t_o^{1-m_c}} \right\}^{1/m_c}$ $\times \frac{\sigma_{max} \Delta\epsilon_c}{\Delta\sigma} + \frac{n+2}{n+3} \frac{n+1}{2\pi} f(n) \times \frac{\sigma_{max} \Delta\epsilon_c}{n+1} \quad (m_c=1, \beta=0.5)$ (18)	
	$D_f = \begin{cases} \frac{\ln(l_f/l_o)}{C_f 2\pi M_f} & (m_f=1) \\ \frac{l_o^{1-m_f} - l_f^{1-m_f}}{C_f (m_f-1) (2M_f)^{m_f}} & (m_f \neq 1) \end{cases}$ (16)	$D_c = \begin{cases} \frac{l_o^{1-m_c} - l_f^{1-m_c}}{C_c (m_c-1) (2\pi M_f)^{m_c}} & (m_c \neq 1) \\ \frac{\ln(l_f/l_o)}{C_c^2 \pi M_f} & (m_c=1) \end{cases}$ (19)	
	l_o : initial crack length at $N=0$ l_f : final crack length at $N=N_f$	t_o : see Eq. (10)	
	$\Delta\tilde{W}_f$: strain energy parameter for ㊦	$\Delta\tilde{W}_c$: strain energy parameter for ㊢	

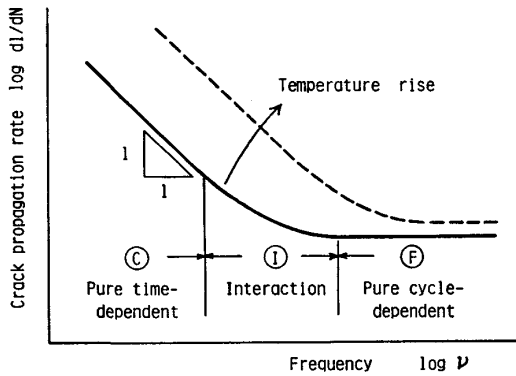


Fig. 1. Frequency dependence of high-temperature fatigue crack propagation.

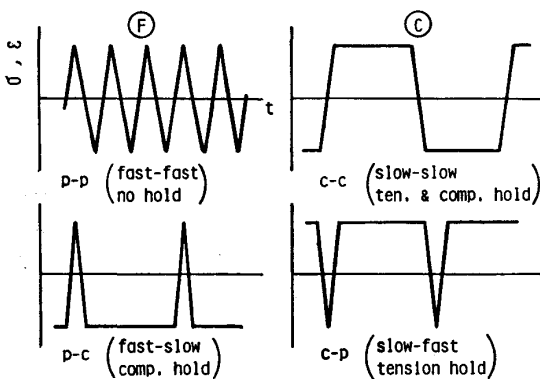


Fig. 2. Stress or strain waveforms for high-temperature fatigue crack propagation tests.

ずみ速度がクリープと同程度に顕著な温度依存性を示す。これを Fig. 1 に表している。後にあげる Fig. 4 にもこの温度依存性が示されている。

2.4 破壊形態

㊦は、結晶粒内を1本のまき裂が貫通する、室温疲労と同形態の疲労き裂である。㊢はき裂伝ば径路、き裂形状、前方副次き裂の発生、破面など、静クリープと区別がつかないほど類似していることが多い。ただし、㊦は㊥と㊢の混合型破壊を示すのが普通である。たとえば、

粒内ストライエーションと粒界ファセットの混合破面である。

2.5 き裂伝ば機構

以上の伝ば特性からいえることは、㊦は純粋な疲労破壊であるのに対して㊢はクリープ破壊である。両者の伝ばモデルの相違を Fig. 3 に示している。

2.6 き裂伝ばの破壊力学則

㊦の対繰返し数き裂伝ば速度 dl/dN と㊢の対時間き裂伝ば速度 dl/dt は、Table 1 中の式(1)と(2)によって表すことができる。式(2)は、 $m_c=1$ (多くの材料についてはほぼ $m_c=1$ である) のとき、式(3)のように変換できるので、同一の $dl/dN-\Delta J$ グラフ上に㊦と㊢のデータを併示し、対比することができる⁴⁾。Fig. 4 はこれを模式的に示したものである。今までに電力中央研究所にて得られたデータおよび筆者らが京都大学にて得たデータをまとめて図示したのが Fig. 5 である。これらは比較的短時間(数千時間まで)の試験による高伝ば速度のデータであるが、長時間側へ直線外挿が可能な範囲で直接利用できる貴重なデータである。

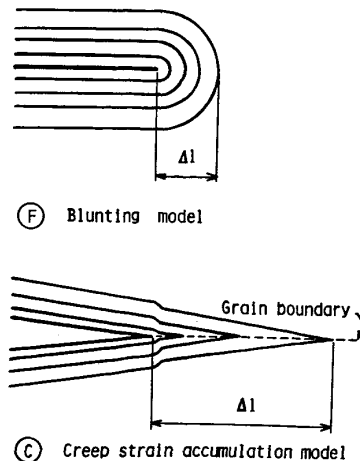


Fig. 3. Difference of the crack propagation model between cycle-dependent fatigue and time-dependent fatigue.

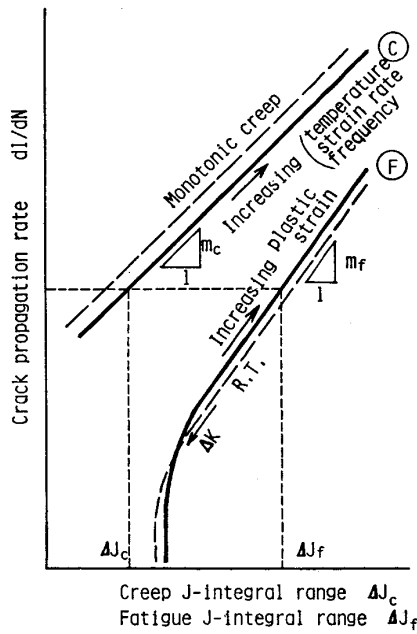


Fig. 4. Relation between crack propagation rate and J-integral range in cycle-dependent and time-dependent fatigue.

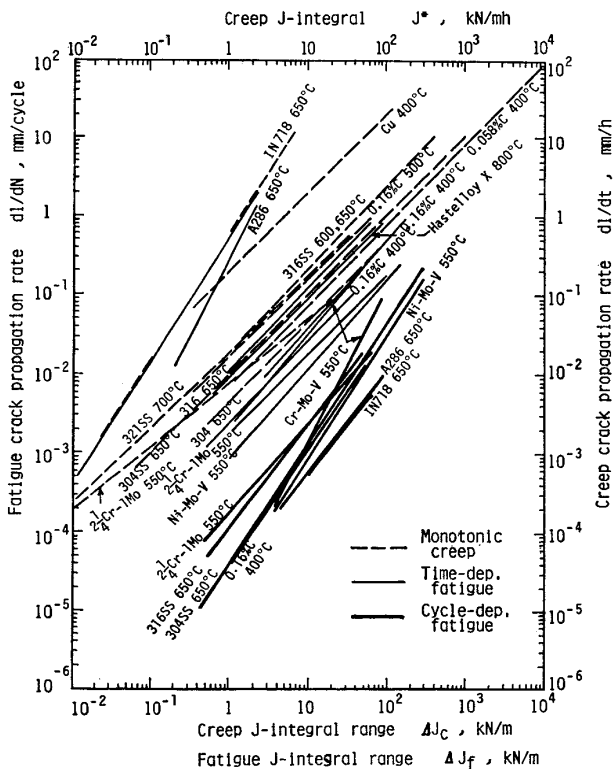


Fig. 5. Experimental results showing the relation between crack propagation rate and J-integral range in monotonic creep, time-dependent creep and cycle-dependent fatigue.

2.7 J 積分の評価

緒言で述べた (1)~(5) の事項の基礎となる Fig. 5 のデータあるいは式(1), (2)あるいは(3)を寿命推定などに利用するには、き裂伝ば速度の支配力学因子で

ある J 積分の値を求めなければならない。一般に、(F) に対する疲労 J 積分範囲 (繰返し J 積分) ΔJ_f は

$$\Delta J_f = \Delta J_{elastic} + \Delta J_{plastic} = (\Delta K)^2/E' + g(N, l/W) \Delta \sigma_{net} \Delta \epsilon_{net}^p l \dots (4-1)$$

ただし、 $\Delta K = F(l/W) \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi l}$

$E' = E$ (平面応力), $E/(1-\nu^2)$ (平面ひずみ)

$\Delta \epsilon_{net}^p/2 = A(\Delta \sigma_{net}/2)^N$

(C) に対するクリープ J 積分 (修正 J 積分) J^* は

$$J^* = J^*_{transient} + J^*_{steady\ creep} = [(1+2\beta n)/(n+1) t] [K^2/E'] + g(n, l/W) \sigma_{net} \dot{\epsilon}_{net} l \dots (8-1)$$

で表される。ただし、これらは貫通き裂に関する式である。これを表面き裂などに適用する場合には、弾性応力拡大係数 K に対する修正係数 $M_k/\sqrt{Q} = M_k/\Phi$ (M_k : 境界修正係数, Φ : 第2種完全楕円積分, Q : 表面き裂形状修正係数) を2乗した値 M_f (式(5)) を $\Delta J_{plastic}$ および $J^*_{steady\ creep}$ にも用いることとする。さらに、き裂長さ $2l$ が板幅 $2W$ にくらべて十分小さければ、上式はそれぞれ Table 1 中の式(4)および(8)となる³⁰⁾。

この2種類の J 積分のうち、(C) に関する J^* の評価式には次のような特徴がある。

(1) 材料に生じるひずみを弾性ひずみとクリープひずみの和で表すと、各サイクルで引張応力が負荷された瞬間 ($t=0$) はき裂先端近傍の応力は弾性応力状態であり、その後クリープの定常応力状態に向かつて経時的変化すなわち応力再分布を生じる²⁶⁾²⁷⁾。それを J^* の変化として式で表したのが式(8)であり、その説明を Fig. 6 に示している。 $t=0$ において瞬間塑性ひずみが生じる場合には、それによつてき裂先端近傍の応力が低下するから、 $J^*_{transient}$ の値はもう少し小さくなり、

$$J^*_{transient} = (1+2\beta n) J_{elastic} / (n+1) (t+t_p) \dots (8-2)$$

のようになると考えられる。ここで、 t_p は瞬間塑性ひずみの影響を表す仮想時間である。式(8)はこの影響を無視しているので、特に延性材の高応力レベルでは J^* 値が多少過大評価される傾向があろう。

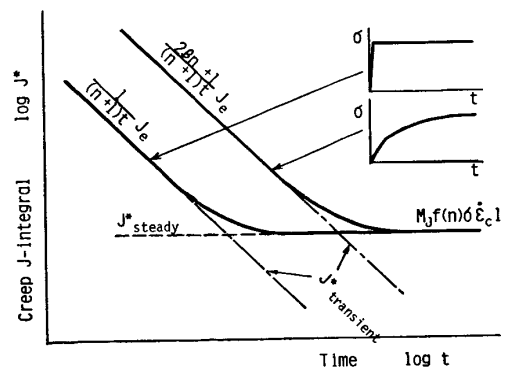


Fig. 6. Decrease in the magnitude of creep J-integral caused by the stress relaxation in the vicinity of crack tip.

(2) 式(8)の $J^*_{steady\ creep}$ としては、荷重一定の静クリープにおける J^* 、すなわち式(9)の定常クリープの式に基づく J^* を採用すると、過小評価となるのが普通である。その理由は、応力変動によつて材料に動的回復(軟化)が生じ、遷移クリープ現象が現れてクリープ速度が加速されるためである²⁸⁾。とりわけ両振り高応力下で顕著であり、特に周期が短い場合には加速が繰返されて $J^*_{steady\ creep}$ が一定値におちつかない²⁹⁾。この $J^*_{steady\ creep}$ を純解析的に求めるのはむずかしいので、簡便的に次のような方法が適当と考えられる。まず、 $J^*_{steady\ creep}$ の式中の $\dot{\epsilon}_c$ を求めるのに、形式的には静クリープの定常クリープを表す式(9)を使う。ただし、

$$\dot{\epsilon}_c = B(t) \sigma^{n(t)} \dots\dots\dots (9-1)$$

のように、材料定数 B 、 n を時間の関数とする。そしてこれらは同繰返し条件下の平滑試験片の繰返し変形試験によつて決定するものとする。

2.8 クリープ-疲労相互作用

Ⓔに対するクリープの影響は主として繰返し応力-ひずみ曲線、すなわち式(6)の定数 A 、 N の変化として現れる。一方、Ⓒに対する疲労の影響は、同様にクリープの式(9)の定数 B 、 n の変化として式(9-1)のように現れる。Ⓒに対してはこれ以外にき裂材特有の小規模クリープ(SSC)³²⁾ともいうべき状態が存在し、2.7に述べた $J^*_{transient}$ の追加がある。これらはいずれもき裂伝ば速度を加速させる。特にⒸに関しては、高強度低延性のニッケル基鋳造合金などに顕著な小規模クリープ、および低強度高延性材の両振り繰返し応力下で顕著な組織回復は、静クリープの dl/dt の100倍あるいはそれ以上の加速をもたらすことがある。以上述べた塑性変形とクリープ変形の相互作用³¹⁾がいわゆるクリープと疲労の相互作用の要因であつて、Fig. 1におけるⒺのき裂伝ばはこの相互作用によつて出現したものであることを最近の研究は明らかにしつつある³²⁾。

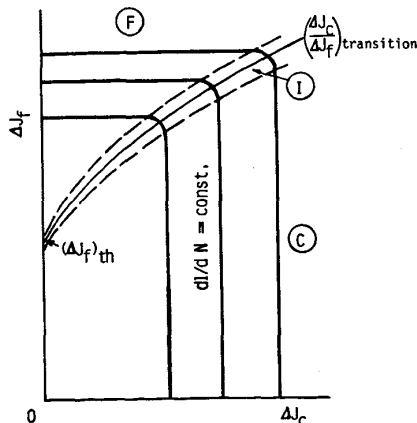


Fig. 7. Relation between ΔJ_c and ΔJ_f at $dl/dN = \text{const.}$, and transition from cycle-dependent to time-dependent crack propagation.

2.9 ⒺからⒸへの遷移

Fig. 4 のき裂伝ば線図において、ⒺとⒸのどちらのき裂伝ば速度が大きいか、すなわち式(12)か(13)か、によつてⒺ支配かⒸ支配かが決定する⁷⁾⁸⁾。これを説明した模式図が Fig. 7 である。図中、Ⓔの領域はほとんど無視できると考えられる。

2.10 J積分が適用可能なき裂長さの下限界

式(1)および(2)に示した破壊力学則はき裂が短くなると適用できなくなる可能性がある。これに関しては3.1で述べるが、クリープでは、平滑試験片において表面き裂長さが3~5結晶粒界長さ(100~200 μm)のかなり小さなき裂まで、上記J積分の適用が可能な巨視き裂として、その伝ばがとりあつかえるようである³³⁾。

2.11 巨視き裂の破壊力学則が適用可能な平滑材高温疲労過程

低サイクル疲労のMANSON-COFFIN則は微小き裂の伝ば則と密接な関係があるといわれ、その証明が試みられているが、高温においては少なくとも平滑試験片の破損寿命 N_f の10%あるいはそれ以下の繰返し初期に1結晶粒界長さの表面き裂がかなりの数で発生し、それ以後の伝ばが寿命を決定することを確認している³⁴⁾³⁵⁾。特に100~200 μm 以下の分布微視き裂の伝ば挙動を現在解明中であるが、いまだ力学的性質を明らかにするに至っていない。そこで、一つの考え方として、式(1)および(2)の単一巨視き裂の伝ば則と分布微小き裂のそれとが等しいと仮定してみよう。正確には100~200 μm 以上の長いき裂(繰返し数で約0.3 N_f 以後)にしか適用できないと考えられるが、Fig. 8に示すように $N=0$ まで拡張して $l=l_0$ を仮定の初期き裂長さとするればよい。2, 3種類の材料に関してはⒺ、Ⓒともに $l_0=100 \mu\text{m}$ とみなしてよさそうである³⁰⁾。

2.12 き裂伝ば式から導かれた疲労寿命式

き裂伝ば式(1)および(2)を積分して導出された疲労寿命則を Table 1 の式(14)および(17)に示している¹⁾³⁰⁾。

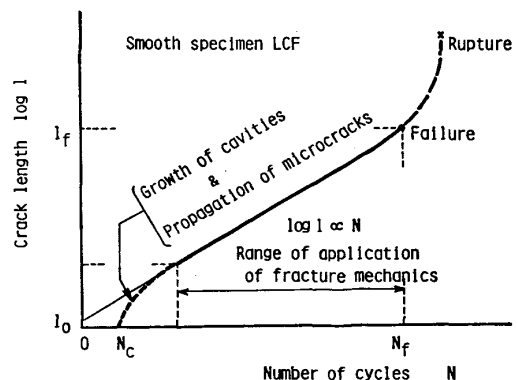


Fig. 8. Main crack propagation curve of smooth specimen low cycle fatigue and applicability of fracture mechanics for long crack propagation to the short cracks.

この式の第1の特徴は、(F)の N_f を決める $\Delta \tilde{W}_f$ と (C)の N_f を決める $\Delta \tilde{W}_c$ はいずれも形式上、ひずみエネルギーパラメーターと称しているが、内容は ΔJ_f および J^* の1サイクル中の時間積分値にほかならない⁽³⁰⁾⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾。したがって MANSON-COFFIN 則と比較して異なる点は、 $\Delta \tilde{W}_f$ は塑性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_p$ 以外に弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_e$ が重み付きで加算され、さらに応力範囲 $\Delta \sigma$ が乗ぜられること、 $\Delta \tilde{W}_c$ は少し複雑だが、 $m_c=1$ の場合に明らかのように、クリープひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_c$ が主要因子であり、 $\Delta \sigma$ より最大引張応力 σ_{max} の寄与が大きいこと等である。また、定数 D_f 、 D_c はき裂伝ば抵抗である C_f 、 C_c に反比例する。(C)の寿命は本来、時間依存型であるが、 $\Delta \tilde{W}_c$ を使えばほぼ繰返し数依存型に書き改めることができる。以上の疲労寿命則を模式図に示して説明したのが Fig. 9 である。

第2の特徴は実験結果についてである。ひずみ範囲分割法によれば、通常4本の直線で表されていた結果が、 $\Delta \tilde{W}_f$ 、 $\Delta \tilde{W}_c$ を用いると Fig. 9 のように2本の直線でまとめられようである。また、ひずみ範囲分割法がそのまま適用しにくい高強度低延性のニッケル基合金についても同様な2本の直線に分離できるようである⁽³⁰⁾。さらに、熱疲労と一定温度高温低サイクル疲労の定量的相関が十分でなかつたのが、このパラメーターによつて両者が一致する傾向が認められている⁽¹⁾。これら寿命は Fig. 9 の破損寿命線図のいずれか一方によつて決まり、特に相互作用を考える必要はない、ということも特徴である。

3. 微視き裂伝ばあるいはキャビティ成長

3.1 微小き裂の種類と大きさ

高温においても、室温疲労き裂と同様に、小さいき裂 (small crack) あるいは短いき裂 (short crack) と呼ばれる微小き裂を、種々の基準でいくつかの種類に区別する方が理解しやすいことがある。たとえば次のとおりである。

(1) 寸法上、小さいという意味の微小き裂。一般には長さが1mmないしは数mm以下のき裂をいい、設計段階では一応、き裂発生過程に含まれる。実機で超音波

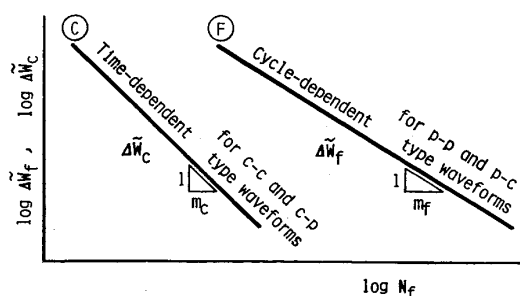


Fig. 9. Relation between strain energy parameter and number of cycles to failure for cycle-dependent and time-dependent fatigue.

法など非破壊検査法によつて検出し得る大きさのき裂、並びに通常なき裂伝ば試験でとりあつかうき裂はこれ以上の大きなき裂 (巨視き裂) である。

(2) 線形破壊力学が適用できない微小き裂。高温の低サイクル疲労では、1mm以上の大きな (長い) き裂ですら小規模降伏 (SSY) あるいは小規模クリープ (SSC) の状態から逸脱するのが普通であるので、(F)のうちの高サイクル疲労あるいは(C)のうちのSSC支配をのぞいて、一般に微小き裂はJ積分で代表される非線形破壊力学の適用範囲にあると考えられる。

(3) 微視組織 (微視構造因子) が影響を及ぼす微小き裂。すなわち、以上(2)では適用可能であつた巨視等方連続体力学が、き裂が小さくなつてその力学場が結晶方位、結晶粒界、粒界析出物などの影響を受けて正確には成立せず、き裂伝ばが加速あるいは阻止されて伝ば速度の変動やばらつきが大きくなる⁽³³⁾。き裂長さについては明確でないが、 $2 \cdot 10^{-3}$ で述べたように、比較的小さな結晶粒のSUS 304ではほぼ2~3結晶粒径以下あるいは3~5結晶粒界長以下の表面き裂がこれに相当する⁽³³⁾⁽³⁴⁾。この結果が一般的に正しければ、これ以上長い(100~200 μm 以上の)き裂は微小き裂といえども巨視破壊力学の適用が可能である。したがって、工学的に切欠き底などのき裂発生をかなり小さい100 μm 程度のき裂長さで規定したとしても、その後の伝ばき裂は上記(2)に含まれる巨視き裂としてとりあつかつて差し支えない、と考えられる。

(4) 微視破壊機構が支配的となる微小き裂。すなわち、上記(2)、(3)とは異なる破壊機構に直接支配されるき裂である。(F)についてはステージIにおけるモードIIあるいはIIIき裂、(C)については拡散支配の粒界クリープキャビティ⁽³⁸⁾がよく知られている。大きさとしては1結晶粒径あるいは1結晶粒界長より小さい。

ここでは、(3)および(4)の微小き裂を、巨視破壊力学が直接適用できないという意味で、特に微視き裂 (micro crack) と称し、その特徴と研究の意義について次に述べる。

3.2 クリープ疲労の微視き裂伝ば

Fig. 10は、(C)の微小クリープ疲労き裂の伝ばにともなう (き裂長さの増加にともなう) 破壊機構および伝ば速度の変化を模式的に示した説明図である。右端(2)の領域をのぞいて微視き裂の伝ば過程であり、左端(4)の領域のキャビティ成長は、同一粒界上のキャビティでも個々に成長速度が異なる (番号1, 2, 3, 4)が、いずれも粒界拡散による場合には速度が高い値から次第に低下することを示している。これらが合体してほぼ1粒界ファセット破壊をきたした後は(3)の微視き裂として伝ばする。この微視き裂も粒界が異なるとおのおの伝ば速度が異なり、(2)の巨視き裂へ成長するもの (番号1)の他に粒界三重点などで停留してしまうもの (番号

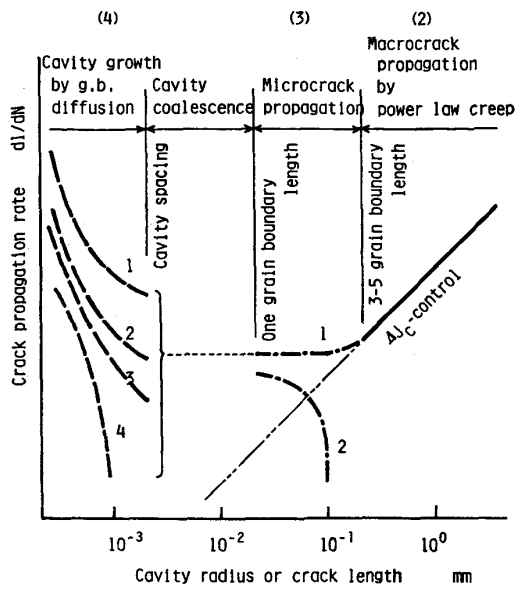


Fig. 10. Schematic illustration of small crack propagation of time-dependent fatigue under low stress, low frequency and long term LCF at elevated temperature.

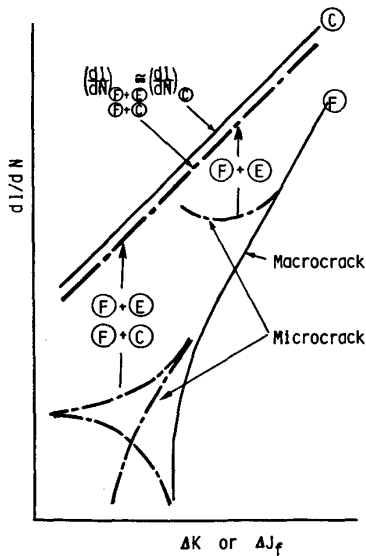


Fig. 11. Increase in microcrack propagation rate of cycle-dependent fatigue due to the interaction of environment and/or creep subjected to low stress range for a long term.

2) がある。これら微視き裂の詳細な伝ば挙動の観測および伝ば微視力学の構築は今後の研究課題であるが、このような研究の必要理由は、巨視き裂伝ば則に基づいて微視き裂伝ば速度が正確に推定できない、また過小評価となるおそれがあるためであるが、それ以外に、巨視き裂にはあまり認められなかつた種々の因子の影響が微視き裂伝ば過程にあると思われる³⁹⁾ことである。

Fig. 11 は、①繰返し数依存型の微視疲労き裂の伝ば速度に関する模式図である。まず、切欠き底に発生する

微視き裂は巨視き裂より伝ば速度が大きい場合がある。これら微視き裂は低応力、長時間疲労において雰囲気(高温酸化)の影響を強く受け、あたかもクリープき裂のように時間依存性伝ばを呈し、伝ば速度が著しく増大する³⁵⁾。巨視き裂伝ば下限界以下の ΔK においても長時間負荷によつて徐々に蓄積したクリープ損傷、すなわち破壊力学的には ΔJ_c により、時間依存型の疲労き裂として伝ばを開始する⁴⁰⁾。以上の特性を総合して、一つの目安を与えるという意味で、①の微視疲労き裂の伝ばは②の巨視き裂伝ば則に等しいとみなす考え方を提示している。

3.3 多数分布微視き裂の伝ば

鋭い切欠きの底や欠陥から1本だけ発生する場合をのぞけば、鈍い切欠き底や平滑材の表面または内部には一般に多数の微視き裂が発生する。今まで筆者らは SUS 304 の平滑試験片表面における静クリープ^{33) 41) 42) 43)} および③の時間依存性疲労³⁴⁾に関する分布微視き裂の発生および伝ばの様子を観察してきた。その特徴をあげると次のようである (Fig. 12 参照)。

- (1) 静クリープでは定常クリープ段階に入つて間もなく、③のクリープ疲労では破損寿命の約 10% の疲労初期に、1 結晶粒界長さのき裂が発生する。したがつてそれより小さなき裂あるいはキャビティの発生は極めて早期である。
- (2) 時間とともに応力軸にはほぼ垂直な粒界のうちの多くに順次き裂が発生し、数が増す。このき裂発生は破断あるいは破損近くまで続く。
- (3) 発生したき裂には伝ばするものと停留してしまふものがある。伝ばし続けるき裂は加速、減速を繰返して速度変動が大きい。停留するき裂は1ないし2, 3 結晶粒界長 (100 μm 以下) である。
- (4) (2) のき裂発生時間の分布と (3) の各き裂の

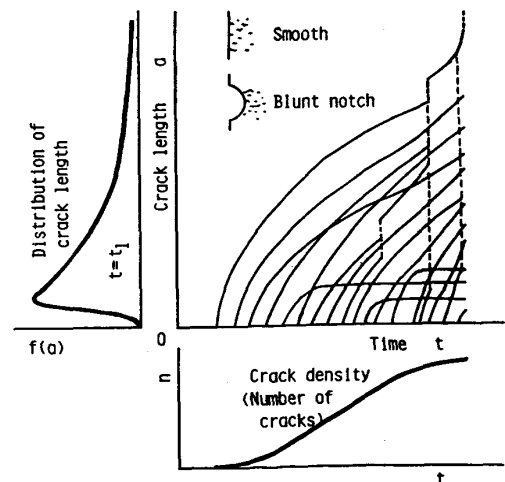


Fig. 12. Propagation curves of distributed microcracks and the distributions of crack initiation time and crack length.

伝ばの両者によつて、ある時刻でのき裂長さに分布が生じる。それは静クリープ、クリープ疲労ともにワイブル分布で近似でき、その形状母数の値は、き裂密度の低い初期から高い後期に至るまでほぼ変わらず、1に近い。

(5) 寿命の後半にはき裂の合体がかなり頻繁に生じ、1 mm 以上の主き裂が形成される。

このような分布き裂の伝ばについては、単一き裂の伝ばと異なるき裂同志の干渉効果が大いのか、破断あるいは破損を支配するのは最長き裂か平均長さのき裂か、き裂の個数か体積(密度)か、あるいは合体の可能性を考慮した有効き裂長さか投影き裂面積か、などは不明な点であり、今後の研究課題である。

4. 結 言

き裂伝ば特性を基本にして実際の構造物の寿命・余寿命を推定するためには、構造物における使用中のき裂伝ば速度がどれだけ正確に推定できるかがポイントであり、このためには、伝ばに関する一般的性質だけでは不十分であり、検出法と組み合わせられた即物的方法が必要であることはいうまでもない。ただし、その方法を検討し、信頼性を高めて実用化するためには、ここで述べたような一般的性質を理解し、それを利用しなければならない。

巨視貫通き裂については力学的性質がかなり明らかになつてきており、定量評価が可能な段階であることを述べたが、微視き裂については定性的説明に終わった。ただし、巨視き裂伝ばの破壊力学が3~5結晶粒界長の短いき裂にまで適用し得るようであるので、1 mm 程度の粗大結晶粒からなる合金は別として、100~200 μm から1~数 mm の微小き裂についてもその伝ば速度はかなり正確に推定できると考えられる。少なくとも実験室において認められる平滑丸棒試験片のクリープ疲労微小き裂は大部分この長さの範囲にあり、この伝ばが寿命を支配するという事実も注目すべきである。一方、微視き裂の伝ばは、長時間低応力で使用される実機においては無視できない損傷過程であり、力学的因子にくらべて材料組織的あるいは化学反的因子が強調される実働条件下では、それら諸因子によつて微視き裂の伝ば抵抗がどのように変化するかが寿命を左右する要因であろう。

最後に、本報告は科学技術振興調整費による「構造物の信頼性評価技術に関する研究」に関連してとりまとめたものであることを付記する。

記 号

- A : 繰返し応力-ひずみ関係式(8)の係数
 B : クリープ式(9)の係数
 C_f : ⑤のき裂伝ば速度式(1)の係数
 C_c : ⑥のき裂伝ば速度式(2)または(3)の係数
 D_f : ⑦の破損寿命式(16)の係数, 式(20)
 D_c : ⑧の破損寿命式(17)の係数, 式(21)
 E : 縦弾性係数

- $f(N)$: 無限板中の中央貫通き裂に対する式(6)のJ積分に関するNの関数, 式(11)²¹⁾
 g : 有限幅板中の中央貫通き裂に対する式(4)のJ積分に関するNと板幅比 l/W の関数
 ΔJ_f : ⑤の疲労J積分範囲, 式(4)または(6)
 $\Delta J_{elastic}$: ΔJ_f の弾性成分
 $\Delta J_{plastic}$: ΔJ_f の塑性成分
 J^* : ⑨のクリープJ積分(修正J積分)
 m_f : き裂伝ば速度式(1)の指数
 m_c : き裂伝ば速度式(2)の指数
 M_J : 表面き裂に関するKの修正係数 (M_k : 境界修正係数, Φ : 第2種完全楕円積分, Q : 表面き裂形状係数)を2乗した値, 式(10)
 N : 式(8)の指数または疲労の繰返し数
 n : 式(9)の指数
 N_f : 平滑試験片の破損繰返し数
 t : 時間
 t_0 : 応力が1サイクル中0から引張ピークに至るまでの時間, 式(12)
 W : 試験片板幅の半分
 $\Delta \tilde{W}_f$: ⑤のひずみエネルギー関数, 式(18)
 $\Delta \tilde{W}_c$: ⑥のひずみエネルギー関数, 式(19)
 β : 応力波形の式(12)中の係数
 $\epsilon_e, \Delta \epsilon_e$: 弾性ひずみ, 弾性ひずみ範囲
 $\Delta \epsilon_p, \Delta \epsilon_c$: 塑性ひずみ範囲, クリープひずみ範囲, 式(5)または(7)
 $J^*_{transient}$: 弾性応力から定常クリープ応力に至る間の遷移状態下の J^*
 $J^*_{steady creep}$: 定常クリープの式(9)に対する J^*
 ΔJ_c : クリープJ積分範囲, 式(13)
 K : 弾性応力拡大係数
 l : き裂長さ(半長)
 l_0 : 平滑試験片における $N=0$ のときの初期き裂長さ
 l_f : $N=N_f$ のときの最終き裂長さ
 $\dot{\epsilon}_c$: クリープ速度
 σ : 応力
 σ_{max} : 最大応力(引張ピーク応力)
 $\Delta \sigma$: 応力範囲
 $\Delta \sigma_{net}$: 正味断面公称応力範囲
 $(\Delta \epsilon_p)_{net}$: (8')式
 $(\dot{\epsilon}_c)_{net}$: (9')式
 ν : 繰返し応力の周波数

文 献

- 1) R. OHTANI, T. KITAMURA, A. NITTA and K. KUWABARA: ASTM Symp. on Low Cycle Fatigue, Lake George, Oct. 1985にて発表
- 2) T. OHMURA, R. M. PELLOUX and M. J. GRANT: Engng. Fract. Mech., 5 (1973), p. 909
- 3) H. D. SOLOMON and L. F. COFFIN, Jr.: ASTM STP 520 (1973), p. 112
- 4) S. TAIRA, R. OHTANI and T. KOMATZU: Trans. ASME, J. of Engng. Mat. and Tech., 101 (1979), p. 162
- 5) 志賀正男, 佐々木良一, 幡谷文男, 栗山光男: 材料, 28(1979), p. 407
- 6) 平 修二, 大谷隆一, 北村隆行, 山田勝彦: 材料, 28 (1979), p. 414
- 7) 大路清剛, 久保司郎, 山河 昇, 久利俊文: 機械学会論文集(A編), 50 (1984), p. 1218
- 8) 大谷隆一, 山田勝彦, 柏木隆文, 松原弘明: 機械学会論文集(A編), 48 (1982), p. 1378

- 9) 桑原和夫, 新田明人, 北村隆行: 材料, 33 (1984), p. 338
- 10) M. OKAZAKI, I. HATTORI, F. SHIRAIWA and T. KOIZUMI: Metal Trans., 14-A (1983), p. 1649
- 11) 北村隆行, 新田明人, 緒方隆志, 桑原和夫: 電力中央研究所 研究報告 283063 (1984)
- 12) 横堀武夫, 坂田 寛, 横堀寿光: 機械学会論文集 (A編), 46 (1980), p. 1062
- 13) 小寺沢良一, 西川義富美, 森 時彦: 材料, 27 (1978), p. 92
- 14) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 斎藤英文, 福本雅弘: 材料, 33 (1984), p. 145
- 15) 堀口正一, 川崎 正: 材料, 31 (1982), p. 277
- 16) C. LAIRD and G. C. SMITH: Phil. Mag., 7 (1962), p. 847
- 17) K. TANAKA, T. HOSHIDE and N. SAKAI: Engng. Fract. Mech., 19 (1984), p. 805
- 18) 平 修二, 大谷隆一, 米倉隆行, 長田守弘, 北村隆行: 機械学会論文集 (A編), 46 (1980), p. 861
- 19) R. OHTANI: Creep in Structures, 3rd IUTAM Symp., Leicester, UK, ed. by A. R. S. PONTER and D. R. HAYHURST (1981), p. 542 [Springer]
- 20) G. J. NEATE: Advances in Life Prediction Methods, ASME Materials Conf., Albany, New York, ed. by D. A. WOODFORD and J. R. WHITEHEAD (1983), p. 123 [ASME]
- 21) C. F. SHIH and J. W. HUTCHINSON: Trans. ASME, J. of Engng. Mat. and Tech., 98 (1976), p. 289
- 22) N. E. DOWLING: ASTM STP 601 (1976), p. 19
- 23) N. E. DOWLING: ASTM STP 637 (1977), p. 97
- 24) M. P. HARPER and E. G. ELLISON: J. of Strain Analysis, 12 (1977), p. 167
- 25) E. G. ELLISON and M. P. HARPER: J. of Strain Analysis, 13 (1978), p. 35
- 26) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎: 材料, 29 (1980), p. 465
- 27) H. RIEDEL and J. R. RICE: ASTM STP 700 (1980), p. 112
- 28) 藤野宗昭, 石川文紀, 大谷隆一: 材料, 29 (1980), p. 113
- 29) S. KUBO: Creep in Structures, 3rd IUTAM Symp., Leicester, 1980, ed. by A. R. S. PONTER and D. R. HAYHURST (1981), p. 606 [Springer].
- 30) 大谷隆一, 北村隆行: 材料, 34 (1985), p. 843
- 31) 井上達雄: 材料, 32 (1983), p. 594
- 32) 北村隆行, 大谷隆一, 杉原 洋: 材料学会第34期学術講演会前刷 (1985), p. 49
- 33) 大谷隆一, 中山 忍, 平 智之: 材料, 33 (1984), p. 590
- 34) 大谷隆一, 木南俊哉, 坂本浩之, 矢野晶久: 材料学会第34期学術講演会前刷 (1985), p. 61
- 35) 宇佐美三郎, 福田嘉男, 志田 茂: 材料, 33 (1984), p. 685
- 36) D. F. MOWBRAY: ASTM STP 601 (1976), p. 33
- 37) 山田敏郎, 星出敏彦, 藤村 哲, 真鍋雅信: 機械学会論文集 (A編), 49 (1983), p. 441
- 38) I-W. CHEN and A. S. ARGON: Acta Metall., 29 (1981), p. 1759
- 39) 大谷隆一: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 190
- 40) 大路清嗣, 久保司郎, 徳弘 健, 岩井紳一郎: 材料学会第34期学術講演会前刷 (1985), p. 58
- 41) 大谷隆一, 奥野道雄, 清水良亮: 材料, 31 (1982), p. 505
- 42) 大谷隆一, 中山 忍: 材料, 32 (1983), p. 635
- 43) 大谷隆一, 木南俊哉: 材料学会第22回高温強度シンポジウム前刷集 (1984), p. 21