クリープ疲労相互作用下のき裂伝ぱと フラクトグラフィ†

小寺 沢 良 一* 納 所 孝 至** 向 井 義 陽***

A Fractographic Study of Crack Propagation under Creep-Fatigue Conditions

by

Ryoichi KOTERAZAWA*, Takayoshi NOSHO** and Yoshiharu MUKAI***

Crack propagation behavior under creep-fatigue conditions at elevated temperatures was studied with a SUS 304 stainless steel, a quenched 2¼ Cr-1Mo steel and a Hastelloy X, and the results were discussed in the light of fractography.

The crack propagation rates of the 304 steel and the Hastelloy were correlated linearly with cyclic J integral range ΔJ . In the region of low propagation rate, the crack propagation rates of the 304 steel, the Cr-Mo steel and the Hastelloy were about the same. In the region of high propagation rate, on the other hand, those of the Cr-Mo steel were higher and those of the Hastelloy were slightly lower than those of the 304 steel. This difference in crack propagation rate is probably associated with the difference in creep ductility of these materials.

In the case of C-P type loading, in all materials, a transition of fracture morphology from the transgranular fatigue type to the intergranular creep type occurred when the ratio of creep component to fatigue component ϕ exceeded a critical value of about 1. In the C-C type loading, transgranular fatigue fracture appeared also in the case of ϕ ratio larger than 1, where the fracture morphology in C-P type loading was intergranular. It is suggested that reversible slip along grain boundaries caused by compressive creep possibly recovers forward slip along the boundaries caused by tensile creep.

No appreciable difference was found between crack propagation rates of the 304 steel in air and vacuum, and it was consistent with a small difference observed on fracture surfaces in these environments.

Key words : Fracture mechanics, Fractography, Creep, Fatigue, Crack propagation, J -integral

1 緒 言

クリープ疲労相互作用下のき裂伝ぱに関して筆者の一人らは、SUS304 鋼について系統的な実験を行ってきており、前報では、両振応力下の高温低サイクル疲労き裂伝ぱについて、き裂伝ぱ速度は繰返し J 積分範囲 ΔJ との間により相関があること、C-P、C-C 波形の破壊機構が異なること、線形加算則によりき裂伝ぱ速度を評価できること等を報告した。

本研究では、この種の実験の多くが低炭素鋼³⁾、ステンレス鋼⁴⁾等比較的クリープ延性の大きい材料について行われていることを考慮し、SUS304 鋼の他、低クリープ延性の 2¼ Cr-1Mo 鋼焼入れ材についても試験を行った。また、耐熱合金の代表例としてハステロイ X を試験材料に加える他、高温では酸化の影響が重要であることを考慮して⁵⁾、SUS304 鋼については

真空中においても試験を行った。

2 実 験 方 法

供試材は前報²⁾の SUS304 鋼（以下 304 鋼）の他、2¼ Cr-1Mo 鋼焼入れ材（1100°C 溶体化処理後水焼入れ、引張り強さ：1313 MPa、伸び：10%、以下 Cr-Mo 鋼）、およびハステロイ X（鍛造材、引張り強さ：745 MPa、0.2% 耐力：333 MPa、伸び：54%、以下ハステロイ）を用いた。試験片は中央切欠板試験片で（304 鋼、Cr-Mo 鋼：厚さ 6 mm、幅 30 mm、平行部長さ 30 mm、ハステロイ：厚さ 5 mm、幅 25 mm、平行部長さ 40 mm、ただし、Cr-Mo 鋼はき裂のトンネル化現象を防ぐために深さ 0.5 mm のサイドグループを施した）、試験は油圧サーボ疲労試験機（304 鋼-大気中および Cr-Mo 鋼の試験：電気炉加熱方式—驚宮製 EFH-60-6-5 型、304 鋼-真空中およびハステロイ

† 原稿受理 昭和63年8月19日 Received Aug. 19, 1988

* 正 会 員 筑波大学構造工学系 つくば市天王台, Institute of Engineering Mechanics, University of Tsukuba, Tennoudai, Tsukuba

** 正 会 員 筑波大学大学院（現在岡山大学工学部）つくば市天王台, Graduate Student, University of Tsukuba, Tennoudai, Tsukuba

*** 筑波大学大学院（現在マツダ(株)）つくば市天王台, Graduate Student, University of Tsukuba, Tennoudai, Tsukuba

Table I. Test conditions.

<div style="text-align: center;"> </div>									
Material	Environment	Type of loading	Max. stress (Mpa)	Min. stress (Mpa)	t ₁	t ₂	t ₃	t ₄	Symbol in figures
SUS 304	air	P-P type	88	-88	5 sec	0	5 sec	0	○
			167	-167	5 sec	0	5 sec	0	⊖
			216	-216	5 sec	0	5 sec	0	●
			216	-216	5 sec	0	5 sec	0	◐
		P-C type	167	-167	5 sec	0	5 sec	40 min	△
		C-P type	108	-140 ~ -151	5 sec	1 min	5 sec	0	◇
			147	-184 ~ -213	5 sec	15 min	5 sec	0	◊
			147	-147	5 sec	40 min	5 sec	0	◈
			147	-184 ~ -231	5 sec	40 min	5 sec	0	◈
		C-C type	108	-108	5 sec	1 min	5 sec	1 min	□
			108	-108	5 sec	1 min	5 sec	1 min	▢
			147	-147	5 sec	8 min	5 sec	8 min	▣
			147	-147	5 sec	25 min	5 sec	25 min	▤
			147	-147	5 sec	40 min	5 sec	40 min	▥
			147	-147	5 sec	2 hr	5 sec	2 hr	▦
			147	-147	5 sec	8 hr	5 sec	8 hr	▧
			147	-199 ~ -208	40 min	0	5 sec	0	◈
		Saw tooth	167	-225	12 hr	0	5 sec	0	◈
		Strain controlled	Total strain range Δε 0.16%		5 sec	1 hr	5 sec	0	○
		C-P type	Total strain range Δε 0.22%		5 sec	12 hr	5 sec	0	●
	Vacuum	P-P type	144	-144	5 sec	0	5 sec	0	⊖
		C-P type	147	-187 ~ -193	5 sec	40 min	5 sec	0	◈
		C-C type	147	-147	5 sec	40 min	5 sec	40 min	▣
2½Cr-1Mo	air	P-P type	245	-245	5 sec	0	5 sec	0	●
			294	-294	5 sec	0	5 sec	0	⊖
			392	-392	5 sec	0	5 sec	0	◐
		C-P type	343	-343	5 sec	1 min	5 sec	0	◈
			343	-412	5 sec	40 min	5 sec	0	◈
		C-C type	343	-343	5 sec	40 min	5 sec	40 min	▣
Hastelloy X	air	P-P type	196	-196	5 sec	0	5 sec	0	⊖
		C-P type	196	-357 ~ -370	5 sec	40 min	5 sec	0	◈
		C-C type	196	-296 ~ -212	5 sec	40 min	5 sec	40 min	▣

の試験：高周波誘導加熱方式—島津製作所製 EB-5 型) による。試験温度は 304 鋼: 650°C, Cr-Mo 鋼: 565°C, ハステロイ: 750°C である。なお、真空試験は $1 \sim 8 \times 10^{-4}$ Pa の真空中で行っている。

試験条件を Table I に示す。まず、304 鋼 (空气中) については、前報²⁾の 4 種類 (P-P, P-C, C-P, C-C 波形) の応力波形の他に、引張負荷過程にクリープの生じる条件が特にき裂伝ばに及ぼす影響が大きいことを考慮し、正の鋸歯状波形の試験を追加した。さらに、熱疲労にみられるような変位拘束型の負荷条件も重要であるため、特に重要な C-P 波形の試験をひずみ制御で行っている。304 鋼 (真空中), Cr-Mo

鋼, ハステロイについては、き裂伝ば挙動を調べる第一段階として、P-P, C-P, C-C 波形の試験を行った。

304 鋼とハステロイのき裂長さの測定には 20 倍の望遠顕微鏡を用いた。Cr-Mo 鋼は、クリープ延性が小さくき裂開口量が小さい上、酸化膜が形成され、試験片の表面観察ではき裂長さの測定が困難で正確なき裂長さ測定ができないため、筆者の一人らの実験と同様、試験終了後破面写真上で試験時の試験片内部のき

* 1 応力上昇中にはクリープが生じるが応力下降中にはクリープが生じないように、応力上昇速度を十分遅く応力下降速度を十分速くした波形。

裂伝ば量を測定した。^{*2} ΔJ は、試験片標点間の変位あるいはき裂中央開口変位を差動変圧器により検出し、試験中の荷重変位ヒステリシスループの面積 S を用い、 $\Delta J = \Delta K^2 / E + S / Bb$ なる Dowling の方法⁷⁾によって求めた (E : ヤング率, B : 試験片厚さ, b : リガメント長さ)。Cr-Mo 鋼では試験中に正確なき裂長さ測定ができないことから、試験中に測定したヒステリシスループとき裂長さとの対応がつかない。このため、破面写真上で測定したき裂伝ば量の $1/2$ ($\Delta \ell/2$) に試験開始時のき裂長さを加えたものを試験中の平均き裂長さとし、これと試験中数回測定したヒステリシスループの面積の平均値を用いて ΔJ を評価した。

3 実験結果と検討

3・1 大気中における試験結果

(1) き裂伝ば速度と ΔJ の関係

実験方法の項で述べた種々の材料と試験条件 (図中の記号については Table I 参照) におけるき裂伝ば速

度 dl/dn を ΔJ により整理して Fig. 1, 2 に示す。まず、それぞれの材料におけるき裂伝ば速度と ΔJ との相関性を見ると、304 鋼 (Fig. 1) では前報の P-P, P-C, C-P, C-C 波形および本研究の鋸歯状波、変位制御 C-P 波形のき裂伝ば速度と ΔJ の間に線形的関係があり、ハステロイ (Fig. 2) においても同様の関係が得られ、種々の条件におけるき裂伝ば速度をほぼ一本の直線で表すことができる。Cr-Mo 鋼は、上で述べたように、破面上でき裂伝ば量の測定をするため、一本の試験片で一つの実験点しか得ることができないことから多くの実験ができず、ここでは応力を一定にし、周期を変えて実験を行っている。限られた実験結果ではあるが、P-P 波形と C-P 波形の保持時間の短いもの (●, ⊗, ○, ◆印) はほぼ一本の直線上にある。保持時間の長い C-C 波形の結果 (■印) ではその直線を延長した値よりも少しき裂伝ば速度が大きく、これと同じ保持時間の C-P 波形 (◆印) で

Fig. 1. Crack propagation rates for SUS 304 steel as a function of cyclic J integral range.

Fig. 2. Crack propagation rates for $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel and Hastelloy X as a function of cyclic J integral range.

(a) C-P type, 40 min tension hold, $\sigma_{max} = 147$ MPa, C.

(b) C-C type, 40 min tension hold, $\sigma_{max} = 147$ MPa, F.

(abbreviations in fractographs, F: transgranular fatigue fracture, C: intergranular creep fracture, F+C: mixed mode of transgranular fatigue fracture and intergranular creep fracture, C (D): mixed mode of intergranular creep fracture and dimples), arrows: direction of crack propagation.

Fig. 3. Fracture surfaces of SUS 304 steel tested under C-P and C-C type loading.

*2 試験部分の破面は応力波形により粒内疲労破面 (P-P 波形), 粒界クリープ破面 (C-P 波形), 粒内粒界混合破面 (C-C 波形) であったが、試験は常温疲労予き裂導入後に行い、試験終了後常温疲労により破断させているため、試験部分の破面様相はその前後の破面様相と異なり、試験領域の判別ができる。その試験領域について板厚を4等分する3本の線上でき裂伝ば量を測定し (全部で6箇所), それらの平均値をき裂伝ば量 $\Delta \ell$ とした。

はさらにき裂伝ば速度が大きい (Fig. 2). この理由については後に述べるが, 波形による破壊機構の相違に關係しているものと思われる.

低伝ば速度域 ($1\mu\text{m}/\text{c}$ 前後) においては3種の材料の結果がほぼ一致している. 後述するように, この領域ではストライエーション形成機構によりき裂が伝ばしており, このような場合には材質の影響をあまり受けず⁸⁾, 材料間のき裂伝ば速度に大きい差がないものと思われる. 高伝ば速度域においては, Cr-Mo 鋼の保持時間の長い C-P 波形 (◆印) のき裂伝ば速度は304 鋼のそれよりも大きく, ハステロイの C-P, C-C 波形 (◇, □ 印) のそれは304 鋼よりも小さい. この理由についても後に述べるが, 材料のクリープ延性の差によると思われる.

(2) 破面観察結果とき裂伝ば挙動

(a) 破面観察結果と破壊機構

3種類の材料について得られたクリープ疲労条件下の破面例を Fig. 3 ~ 7 に示す (写真の説明文中, F は粒内疲労破壊, C は粒界クリープ破壊, F+C は粒内疲労破壊と粒界クリープ破壊の混合型, C(D) は粒界クリープ破壊とディンプルの混合型を示す). P-P, P-C 波形の破面写真は割愛するが, いずれも粒内疲労破壊 (繰返し応力条件下においてみられる粒内破壊,

40 min stress rise time, $\sigma_{\text{max}}=147\text{ MPa}$, F+C

Fig. 4. Fracture surfaces of SUS 304 steel tested under saw tooth wave loading.

12 hr tension hold, $\Delta\epsilon=0.22\%$, F+C

Fig. 5. Fracture surfaces SUS 304 steel tested under strain controlled C-P type loading.

(a) C-P type, 40 min tension hold, $\sigma_{\text{max}}=343\text{ MPa}$, C.

(b) C-C type, 40 min tension hold, $\sigma_{\text{max}}=343\text{ MPa}$, F+C.

Fig. 6. Fracture surfaces of $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ steel tested under C-P and C-C type loading.

以下粒内疲労と略す) であった²⁾. C-P, C-C 波形の破面は条件によって粒内疲労, 粒内疲労と粒界クリープ破壊 (クリープ条件下においてみられる粒界破壊, 以下粒界クリープと略す) の混合型, 粒界クリープ, 粒界クリープとディンプルの混合型であり, これらの破面様相を1 サイクル中の疲労成分とクリープ成分の比 ϕ との關係として Fig. 8 に示す.

まず, C-P 波形ではいずれの材料においても ϕ が1 より小さいものは粒内疲労, 1 より大きいものは粒界クリープ, あるいは粒界クリープとディンプルの混合型 (Fig. 3 (a), Fig. 6 (a), Fig. 7 (a)), ほぼ1 に等しいものは粒内疲労と粒界クリープの混合型 (Fig. 5) である. これに対して, いずれの材料においても C-C 波形ではクリープ成分のほうが大きいにもかかわらず, 粒内疲労の見られる場合がある. 304 鋼では ϕ が3 ~ 8 程度において粒内疲労 (Fig. 3 (b)), Cr-Mo 鋼では240 程度で粒界クリープの他にすべり線状の模様もあり, 粒内疲労と粒界クリープの混合型とみられ (Fig. 6 (b)), ハステロイでは6 ~ 8 程度で粒内疲労と粒界クリープの混合型 (Fig. 7 (b)) になっ

*3 ある正味断面公称応力 (σ_{net}) における1 サイクル中の疲労によるき裂伝ば量 ($\Delta\ell_c$) とクリープによるき裂伝ば量 ($\Delta\ell_e$) の比 ($\Delta\ell_c/\Delta\ell_e$). 疲労およびクリープき裂伝ば量は各々の基礎試験結果から計算する. すなわち, $\Delta\ell_c = (d\ell/dt)_{\text{net}} \times t_2$, $\Delta\ell_e = (d\ell/dn)_{\sigma_{\text{net}}} \times 1$. $(d\ell/dt)_{\sigma_{\text{net}}}$: 一定荷重試験によって得られたクリープき裂伝ば速度. $(d\ell/dn)_{\sigma_{\text{net}}}$: P-P 波形試験によって得られた疲労き裂伝ば速度. t_2 : 引張保持時間

(a) C-P type, 40 min tension hold, $\sigma_{\max}=196$ MPa, C(D). (b) C-C type, 40 min tension hold, $\sigma_{\max}=196$ MPa, F+C.

Fig. 7. Fracture surfaces of Hastelloy X tested under C-P and C-C type loading.

ている。この理由として、C-P 波形では圧縮のクリープがないために引張のクリープで生じた粒界すべり

が累積して粒界き裂を生じて粒界破壊となるが、C-C 波形では圧縮のクリープで生じた粒界すべりが元に戻り、粒内疲労破壊となる機構が考えられる。²⁾

鋸歯状波においては、負荷時間が1時間の場合、 ϕ が0.1程度でクリープの成分が小さいにもかかわらず、粒内疲労と粒界破壊の混合型である (Fig. 4)。これは、鋸歯状波は応力上昇時間が長いために腐食の影響で粒界破壊となったことが考えられる。⁹⁾ この点については真空中で試験を実施して検討する必要がある。負荷時間が12時間では ϕ が1~4程度あり、粒界破壊である。

(b) 異なる材料間のき裂伝ば速度の差

3・1(1)節で述べた異なる材料間のき裂伝ば速度の差について、破面観察結果および文献の関連データにより検討を試みる。

304 鋼の C-P 波形の保持時間が長い場合の破面は Fig. 3(a) に示すように粒界の他にすべり線状の模様 (図中の➡印) も観察され、一部粒内クリープ破壊とみられる。Cr-Mo 鋼の C-P 波形 (Fig. 6(a)) は粒界破壊であるが、304 鋼にみられる様なすべり線状の模様がなく、かつ、粒の表面は滑らかで塑性変形を伴っておらず、304 鋼よりもぜい性的に破壊したことを示している。ハステロイの C-P 波形の破面は、Fig. 7(a) に示すように、すべり線状の模様、ディンプルが多く、粒界は所々にみられる程度であり、304 鋼より

Fig. 8. Relation between fracture morphology and ratio of creep component to fatigue component.

arrows indicate notch root

(a) $\sigma=157$ MPa, (b) $\sigma=294$ MPa, (c) $\sigma=167$ MPa

Fig. 9. Morphology of creep cracks.

も大きい塑性変形を伴ったことを示している。

Fig. 9 は一定荷重試験中のき裂の炉内写真^{*4}で、304 鋼ではき裂伝ば量とき裂開口量がほぼ等しく比較的大きく開口しているが、Cr-Mo 鋼のき裂はほとんど開口しておらず、304 鋼よりもぜい性的な破壊形態を示している。これに対して、ハステロイのき裂は非常に大きく開口しており、304 鋼よりも更に延性的な破壊形態を示している。このき裂の開口の大小は、前述の微視的破壊様相における延性の大小とも対応している。

Fig. 10. Crack propagation rates for SUS 304 steel in air and vacuum as a function of cyclic J integral range.

(a) C-P type, 40 min tension hold, $\sigma_{\max}=147$ MPa, C. (b) C-C type, 40 min tension hold, $\sigma_{\max}=147$ MPa, F.

Fig. 11. Fracture surfaces of SUS 304 steel tested in vacuum under C-P and C-C type loading.

クリープ延性の異なる材料のき裂伝ば速度 dl/dt を修正 J 積分 $\bar{J}$ によって整理すると、同じ $\bar{J}$ では材料のクリープ延性の小さいものほどき裂伝ば速度が大きい¹⁰⁾。

時間に依存しない弾塑性変形が、時間に依存するクリープ変形に比べて無視できるような場合（疲労成分に対してクリープ成分が非常に大きい場合）には、 $dl/dn-\Delta J$ 線図においても同様のことがいえる。Fig. 2 の高伝ば速度域において、304 鋼、Cr-Mo 鋼、ハステロイのき裂伝ば速度に差があるのは、このクリープ破断延性の差に起因するものと思われる。

3・2 真空中試験のき裂伝ば速度と ΔJ の関係および破面観察結果

真空中試験のき裂伝ば速度 dl/dn を ΔJ によって整理して Fig. 10 に示す。空気中および真空中におけるき裂伝ば速度は、細かくみると真空中試験の方が少し低伝ば速度側にずれているが Fig. 11 に波線で示す“Factor of 3”のバンド幅内に収まっており、両環境

*4 電気炉側壁にき裂観察用の窓を設け、望遠顕微鏡により観察、写真撮影を行った。

*5 $\bar{J}$ と ΔJ 、き裂伝ば速度 dl/dt と dl/dn の関係は、引張保持時間 t_h を用いて $\Delta J \approx t_h \bar{J}$ 、 $dl/dn = t_h \times (dl/dt)$ と書くことができる。この式より、 $dl/dt-\bar{J}$ 線図のデータを縦軸と横軸方向に等距離移動 (t_h 倍) したものが $dl/dn-\Delta J$ 線図になる。ここで、 $dl/dt-\bar{J}$ 線図の傾きはほぼ $1(45^\circ)$ であるから⁶⁾、上記の書換えにより、すべてのデータはデータバンドに沿って移動するのみで、データの上下関係は変わらない。

におけるき裂伝ば速度を ΔJ によって表すことができるといえよう。真空中のき裂伝ば速度の方が少し小さいのは、引張負荷によって現われた新表面が酸化されないために、圧縮負荷過程でき裂先端の再溶着が生じたことが考えられる。

真空中の C-P, C-C 波形の破面の観察例を Fig. 11 (a), (b) に示す。これに対応する空気中の C-P, C-C 波形の破面は Fig. 3 (a), (b) である。

まず、C-P 波形については、両環境中共に粒界クリープで、二次き裂も見られる。特に、真空中の破面は清浄で、酸化皮膜、酸化物の形成はみられない。空気中の破面 (Fig. 3 (a)) の粒界面には酸化による凹凸が見られる。酸化以外には両環境中の破面様相に差がなく、き裂伝ば速度にあまり差のないことに対応している。

つぎに、C-C 波形では、両環境中共にストライエーションが見られる粒内疲労であるが、空気中の破面には C-P 波形と同様に酸化の影響がみられる他、二次き裂があるのに対して、真空中の破面には酸化物と二次き裂がみられない。上記のように C-P 波形では真空中でも二次き裂がみられたが、C-C 波形にはみられない。これは、引張保持中の粒界すべりによって生じた二次き裂の表面が酸化されないために圧縮保持中に再溶着した可能性のあることを示唆している。このことは、主き裂も再溶着する可能性があることを示している。上で述べた両環境中におけるき裂伝ば速度のわずかな差はこの再溶着に関連することが考えられる。

以上のように、真空中の破面と空気中の破面を比較すると、C-P 波形では酸化の有無、C-C 波形では酸化と二次き裂の有無以外には破面にほとんど差がなく、両環境中のき裂伝ば速度にあまり差がなかったことに対応している。

4 結 言

304 鋼, $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼焼入れ材およびハステロイについて、両振応力下におけるクリープ疲労相互作用条件下のき裂伝ば試験を実施し、フラクトグラフィを中心とした検討を行い、以下の結論を得た。

(1) 304 鋼およびハステロイのき裂伝ば速度は、き裂伝ば速度-繰返し J 積分線図上において波形による差がほとんどなく、それぞれき裂伝ば速度をほぼ一本の直線で表すことができた。Cr-Mo 鋼では、保持時間の短い場合にはき裂伝ば速度と ΔJ の間に線形的関係があるが、保持時間の長い場合には、C-C 波形ではその直線関係を延長した値よりも少しき裂伝ば速度

が大きく、C-P 波形ではさらにき裂伝ば速度が大きかった。

(2) 低伝ば速度域においては、Cr-Mo 鋼の P-P 波形、C-P 波形の保持時間の短いものおよびハステロイの P-P 波形のき裂伝ば速度と 304 鋼のき裂伝ば速度はほぼ一致した。この領域ではストライエーション形成機構によりき裂が伝ばしており、材質の影響をあまり受けないものと思われる。高伝ば速度域においては、Cr-Mo 鋼の C-P 波形の保持時間の長い場合のき裂伝ば速度は 304 鋼のそれよりも大きく、ハステロイの C-P, C-C 波形のき裂伝ば速度は 304 鋼のそれよりも小さかった。これは、材料のクリープ延性の差によるものと思われる。

(3) 304 鋼の真空中と空気中のき裂伝ば速度は $dl/dn-\Delta J$ 線図において“Factor of 3” のバンド幅内に収まっていた。真空中と空気中の破面様相にもほとんど差がなく、両環境中のき裂伝ば速度にあまり差がないことに対応している。

終わりに、本実験に協力された筑波大学大学院生山崎伸浩氏、筑波大学構造工学系 山田慶一技官に感謝の意を表す。試験材料のうち、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼は、日立造船技術研究所 (故) 上田実彦氏、ハステロイ X は三菱電機中央研究所 吉岡純夫氏に御提供いただいた。また、本研究には昭和 60, 61 年度文部省科学研究費 (一般研究 C) の援助を得た。付記して謝意を表す。

(昭和 63 年 6 月 17 日 第 6 回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 小寺沢良一, 材料, **29**, 855 (1980).
- 2) 小寺沢良一, 納所孝至, 材料, **37**, 1090 (1988).
- 3) 平 修二, 大谷隆一, 北村隆行, 山田勝彦, 材料, **28**, 414 (1978).
- 4) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 斉藤英文, 福本雅弘, 材料, **33**, 145 (1984).
- 5) L. F. Coffin, Jr., "Strength and structure of solid materials", 185 (1976) Noordhoff.
- 6) 小寺沢良一, 森 時彦, 材料, **29**, 1135 (1980).
- 7) N. E. Dowling, ASTM STP 601, 19 (1976).
- 8) 例えば, R. C. Bates and W. G. Clark, Jr., Trans. ASM, **62**, 380 (1969).
- 9) J. M. Barsom, Proc. Int. Conf., "Corrosion Fatigue", NACE-2, 424 (1971).
- 10) 例えば, 佐藤 恭, 車地隆治, 木村征二, 材料, **32**, 630 (1983).