

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26'74'295-194.56 : 539.43

SUS 321 ステンレス鋼の高温低サイクル疲労寿命の温度およびひずみ速度依存性*

山口 弘二**・金澤 健二***・吉田 進****

Dependence of Temperature and Strain Rate on the Low-Cycle Fatigue Life of Type 321 Stainless Steel

Koji YAMAGUCHI, Kenji KANAZAWA, and Susumu YOSHIDA

Synopsis:

There are three effects, mechanical, environmental, and creep effects, on the low-cycle fatigue life of Type 321 stainless steel at high temperatures. At intermediate temperature such as 450°C, the strain rate dependence of the fatigue life is due mainly to the mechanical effect caused by the cyclic strain hardening, because the fracture mode is transgranular and creep and environmental effects seem to be negligible. At higher temperatures above 600°C, the strain rate dependence of the fatigue life is due mainly to the change of the fracture mode from a transgranular type to an intergranular type with decreasing the strain rate. This intergranular fracture mode, composed of smooth, grain boundary facets, is similar to the creep fracture mode of wedge type cracking. The wedge type crack seems not to propagate without the oxidation effect, because it is said that in vacuum test the strain rate dependence of the fatigue life is hardly observed and the fracture mode is rather transgranular. Therefore, in this case the main damaging factor is the environmental effect. On the other hand, in hold time test in tension intergranular facets covered with small dimples are observed. This intergranular fracture mode is similar to the creep fracture mode of void type cracking. The void type crack seems to propagate without being influenced by oxidation, because it is said that the hold time effect is observed even in vacuum test. In void type intergranular cracking, creep effect, that is, creep-fatigue interaction exists.

1. 緒 言

火力発電, 原子力発電プラントの圧力容器など高温下で使用される構造物の多くは, 起動, 停止, 出力変動などに伴い繰返し熱応力を受ける。したがってその強度設計には, 材料の高温低サイクル疲労強度のデータが特に必要となってきた¹⁾。高温低サイクル疲労寿命は, ひずみ (または応力) 幅ばかりでなく, 温度や, ひずみ速度 (周波数), 保持時間の有無などの時間的要素によつて非常に影響される^{2)~4)}。それで疲労寿命の温度および時間依存性を明らかにすることが, 高温疲労設計に重要である。

一般にオーステナイト系ステンレス鋼の疲労寿命のひずみ速度依存性は, 室温ではほとんど認められない⁴⁾。しかし温度が上がると, クリープ変形が無視できるよう

な中温度領域でも, 疲労寿命のひずみ速度依存性が現われ, ひずみ速度が遅いほど寿命は低下する。さらに高温になると, 疲労寿命のひずみ速度依存性は大きくなつていくが, 非常な高温ではかえつてひずみ速度の影響が減少する場合がある。たとえば 316 鋼に関する著者らの実験では, 450°C, 600°C でひずみ速度の減少によつて寿命は著しく低下するが, 700°C 以上ではかえつてその傾向が弱まつている⁴⁾。著者らは, このような中温度 (450°C) 領域における疲労寿命のひずみ速度依存性は, その温度領域で応力幅がひずみ速度に関して負の依存性を持つ現象と関連しており, 動的ひずみ時効に起因するもので, オーステナイト系ステンレス鋼に共通の現象であると考えた。すなわち, 材料に特有な力学的な性質によるものであつて, 一般に考えられているようなクリープまたは環境 (酸化など) の影響によるものではないと思わ

* 昭和 52 年 7 月 19 日受付 (Received July 19, 1977)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

**** 金属材料技術研究所 理博 (National Research Institute for Metals)

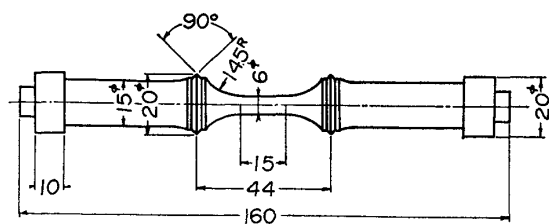


Fig. 1. Profile of the specimen.

れる⁵⁾。

疲労寿命が一般に温度の上昇や、ひずみ速度の減少、ひずみ保持時間の付加などによって低下する現象は、従来疲労損傷とクリープ損傷の相互作用によるものとして議論されてきた^{6)~8)}。しかし一方で、このような現象は酸化などの雰囲気環境によるものであるという考え方もあつて⁹⁾¹⁰⁾、活発な議論の対象となつている。

オーステナイト系ステンレス鋼の疲労寿命の温度、ひずみ速度依存性は、上に述べたように詳しく調べてみると、力学的な効果も関与しており、現象として複雑である。したがって、確実に広範囲の実験結果にもとづいて、クリープ損傷の効果、環境の効果、力学的な効果がそれぞれどのように影響しているかを再検討する必要がある。本研究は、このような目的のための研究の一部であつて、SUS 321 鋼について高温低サイクル疲労寿命におよぼす温度、ひずみ速度およびひずみ保持の影響について調べ、疲労破面を走査型電顕で観察したものである。また本研究の結果に、著者らのこれまでの研究結果や、他の研究者の諸結果を加えて、オーステナイト系ステンレス鋼の疲労寿命の温度、ひずみ速度依存性などが主としてどのような原因で生じるものであるかについて

Table 1. Chemical composition of Type 321 steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Ti
0.07	0.60	1.84	0.024	0.014	10.00	18.95	0.45

考察を行つた。

2. 実験方法

2.1 供試材および疲労試験

供試材は市販の SUS 321-B 鋼で、その化学成分を Table 1 に示す。液体化熱処理は 1200°C で 30 min 塩浴中に行い、その後水冷した。結晶粒径は約 250 μ である。

疲労試験片は棒より Fig. 1 の形状に機械加工した。平行部表面の最終仕上げは 04 番エメリ紙で軸方向に研磨した。疲労試験機は引圧の油圧サーボ式である⁴⁾。試験片の加熱には電気抵抗炉を用いた。疲労試験は全ひずみ幅 ($\Delta \epsilon_T$) 制御、完全両振りの三角波で行つた。ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) は 40% min (周波数で 10~30cpm) と 0.4%/min (0.1~0.3cpm) である。試験温度は室温から 800°C までである。また一部引張側にひずみ保持時間 (30 min) を含む台形波の試験も行つた。台形波の立ち上がりのひずみ速度は 40%/min とした。

2.2 高温引張試験およびクリープ破断試験

高温引張試験は JIS 規格 (G 0567) に基づいて行つた。なお引張ひずみ速度の影響を調べるため、ひずみ速度が 1% min と 40% min の試験も行つた。

クリープ破断試験は JIS 規格 (Z 2272) に基づいて、

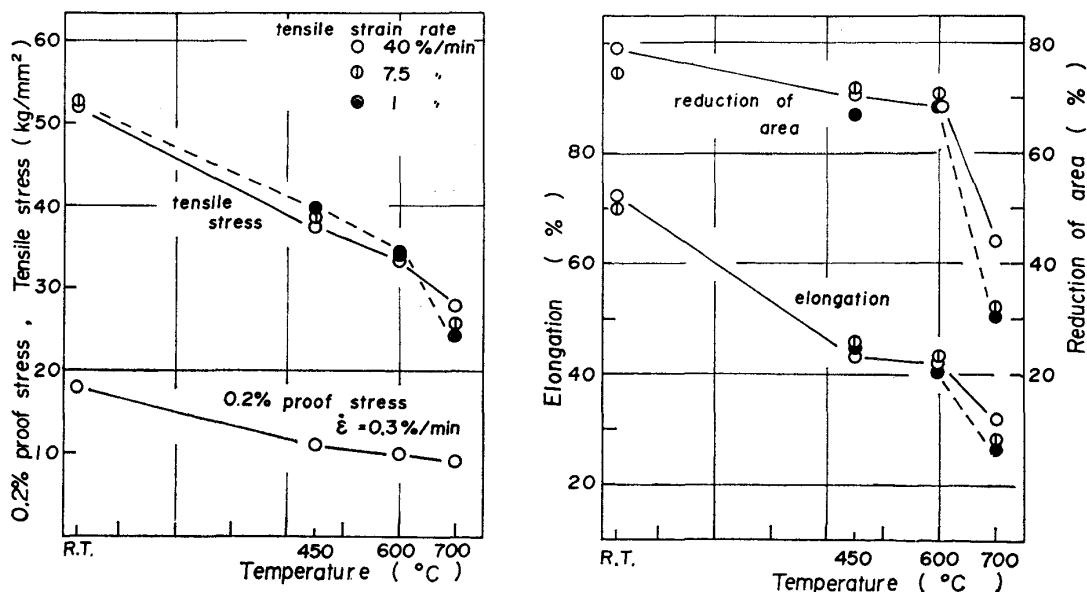


Fig. 2. Results of tensile test of Type 321 steel.

600°C, 700°Cで行った。

3. 試験結果

3.1 高温引張試験およびクリープ破断試験の結果

高温引張試験の結果をFig. 2に示す。引張強さのひずみ速度依存性は450°C, 600°Cで負, 700°Cで正となる。伸び, 絞りの値は特に700°Cで急激に減少し, ひずみ速度が小さいほど減少は著しく, ひずみ速度依存性が現われる。

クリープ破断試験の結果をFig. 3に示す。この結果はNRIM CREEP DATA SHEET No. 5 (SUS 321-HTB 鋼) のデータのバンド内下方に位置していた。

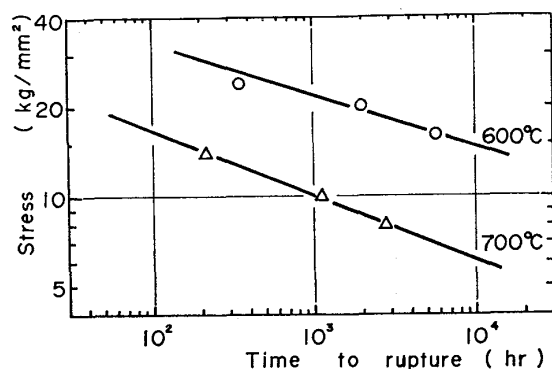


Fig. 3. Results of creep rupture test of Type 321 steel.

3.2 高温低サイクル疲労試験の結果

Fig. 4に繰返し応力・ひずみ曲線と単純引張応力・ひずみ曲線を示す。この材料は室温から700°Cまですべて繰返し加工硬化する。応力幅 (4σ) のひずみ速度依存性は450°C, 600°Cで負, 700°Cで正となり, この傾向はFig. 2の引張強さのひずみ速度依存性と同じである。また800°Cでは, 繰返し加工硬化せず, むしろ硬化の傾向となっていた。

Fig. 5に全ひずみ幅と疲労寿命 (N_f) の関係を示す。まず三角波試験の結果では, 少なくとも450°C以上の各温度で, 疲労寿命のひずみ速度依存性が現われ, ひずみ速度が遅いほど寿命は低下する。また600°C, 700°Cにおける30 min 引張側ひずみ保持台形波試験 (ひずみ速度は40%/min) の結果では, ひずみ速度が0.4%/minの三角波の結果よりさらに疲労寿命は低下する。

3.3 破面観察の結果

疲労破面は, 室温と450°Cではすべての試験条件で粒内破壊を示し, photo. 1のように疲労破面特有のストライエーションがほぼ破面全体に観察される。破面上のストライエーションの数と疲労寿命を比較してみると, ストライエーションの数は疲労寿命の70~80%を占めていた⁵⁾。600°C, 700°Cでひずみ速度が40%/minの場合も, 破面はほとんど粒内破壊で photo. 2のようにストライエーションが観察される。一方600°C, 700°C

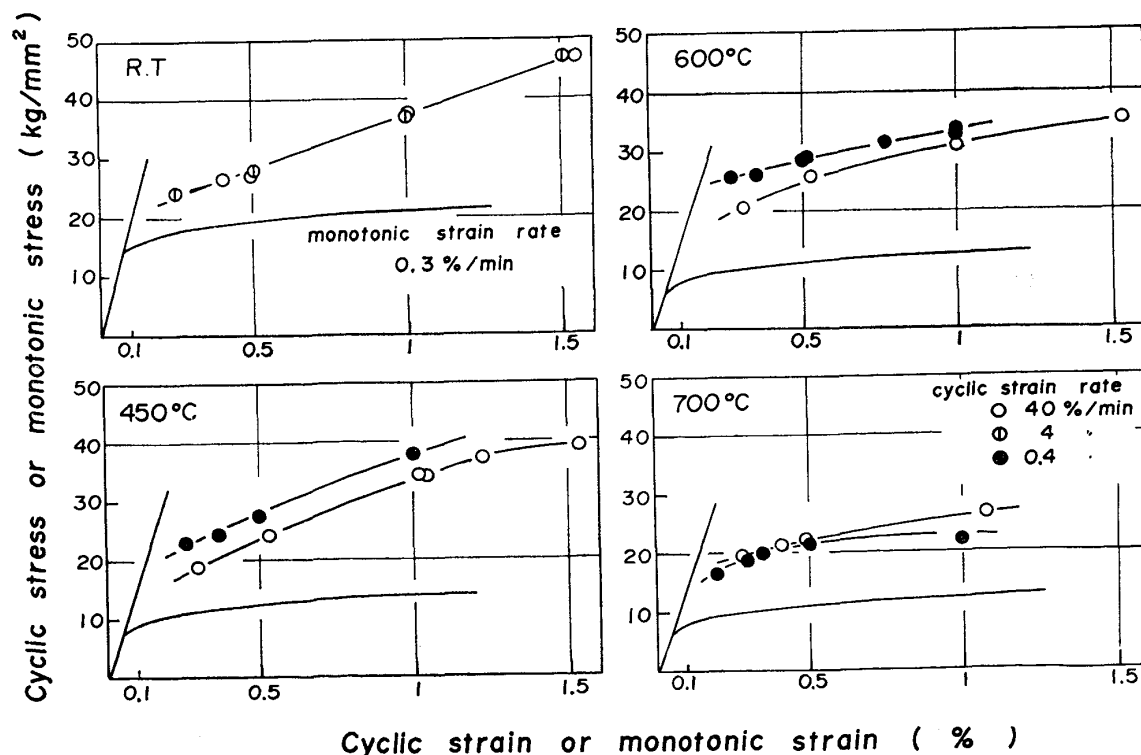


Fig. 4. Monotonic and cyclic stress-strain relations of Type 321 steel.

Cでひずみ速度が0.4%/minの場合は, photo. 3のように明瞭な粒界破面となり, その粒界面は比較的平坦で滑らかなものが多い. ただし全ひずみ幅が非常に小さくなると, 粒界破面の他にストライエーションも認めら

れ, 混合破面となる. ひずみ保持を含む台形波の試験の場合は, 0.4%/minの三角波試験の場合と同様に粒界破壊となるが, photo. 4のように破面の粒界面には小さなディンプルが数多く認められる. これらのディンプルの底には, 特に核となるようなものは認められなかった.

クリープ破断試験の破面は, photo. 5のように粒界破壊を示し, その粒界面は台形波試験の場合と同様に小さなディンプルでおおわれている. しかし, 600°Cで高応力 {photo. 5 (a)} のときは, 滑らかな粒界面とそれらの間に介在物を核とした大きなディンプルが見られるが, このディンプルはクリープ破断の直前に生じた延性的な破面と思われる. 一般にクリープでは, 低温高応力下でくさび型き裂, 高温低応力下でボイド型き裂が形成されると言われている¹¹⁾¹²⁾. したがって0.4%/minの三角波試験の場合の破壊は低温高応力下のクリープ破壊に, また引張側保持台形波試験の場合の疲労破壊は高温低応力下のクリープ破壊に類似したものと考えられる.

4. 考 察

オーステナイト系ステンレス鋼の高温低サイクル疲労挙動について, 本実験の結果を含め, これまでに著者らが得た実験結果をまとめてみる.

疲労寿命のひずみ速度依存性は, 室温ではほとんど認められず, 少なくとも 450°C 以上で現われ, ひずみ速度が遅くなるほど寿命は低下する. 寿命のひずみ速度依存性は試験温度が高くなるほど顕著となるが, さらに高温になると材種によつてはひずみ速度依存性がなくなる場合がある. 疲労寿命は, ひずみ速度が速い場合, 450°C 以上で温度の上昇とともに単調に減少する. ひずみ速度

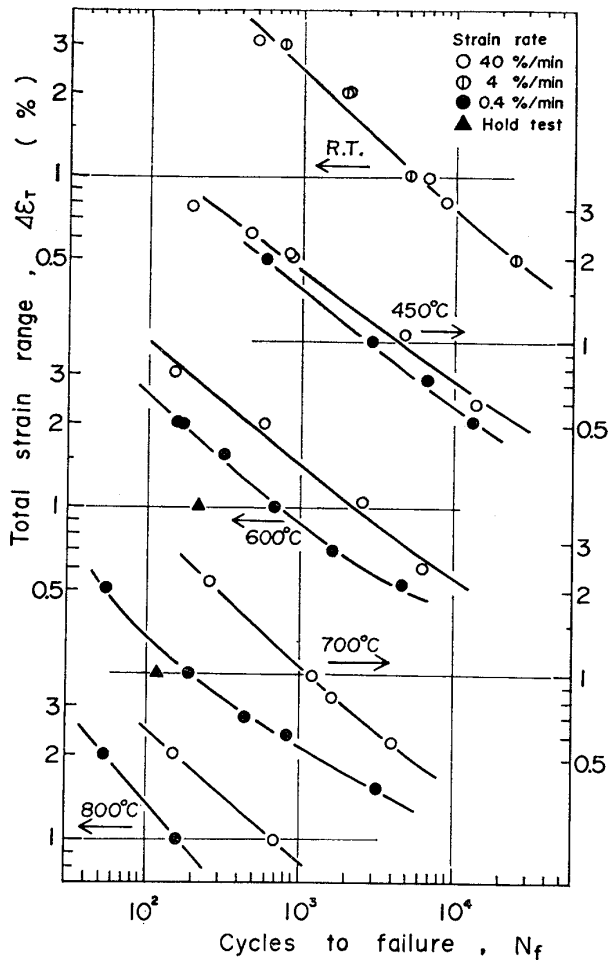


Fig. 5. Relation between the total strain range and the fatigue life of Type 321 steel.

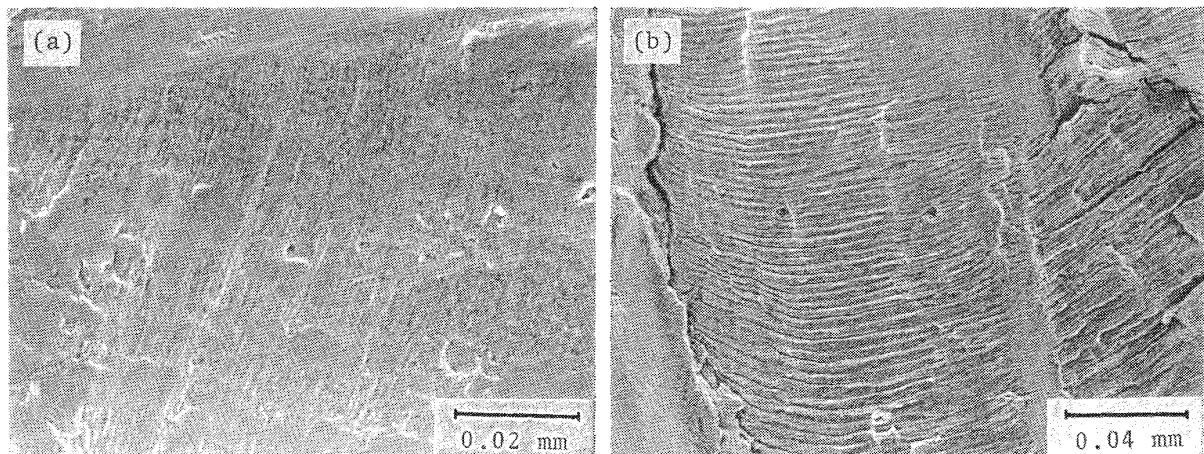


Photo. 1. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces.

(a) R.T. $\dot{\epsilon} = 4\%/min$ $\Delta\epsilon_T = 2.02\%$
 (b) 450°C $\dot{\epsilon} = 0.4\%/min$ $\Delta\epsilon_T = 1.99\%$

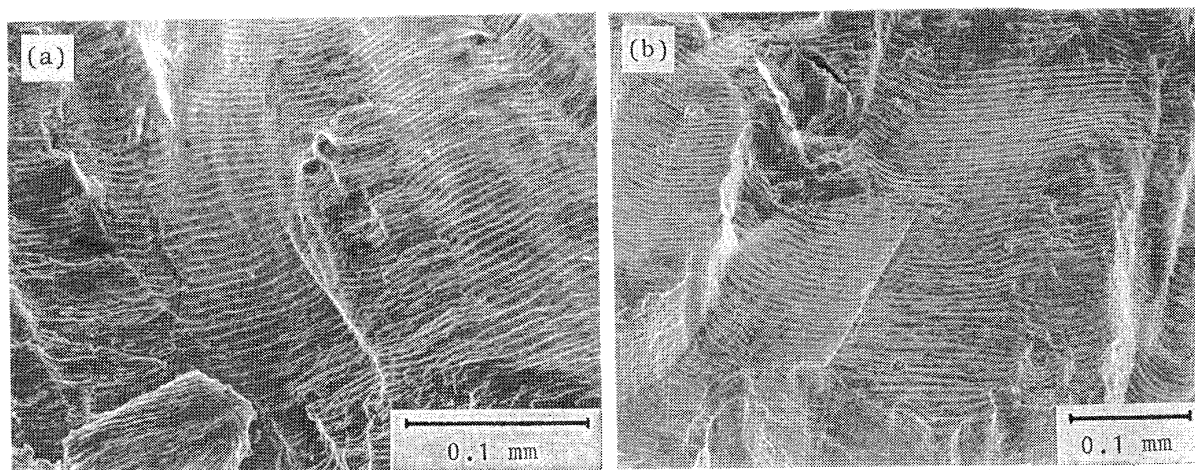


Photo. 2. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces.

- (a) 600°C $\dot{\epsilon}=40\%/ \text{min}$ $\Delta\epsilon_T=1.05\%$
 (b) 700°C $\dot{\epsilon}=40\%/ \text{min}$ $\Delta\epsilon_T=0.98\%$

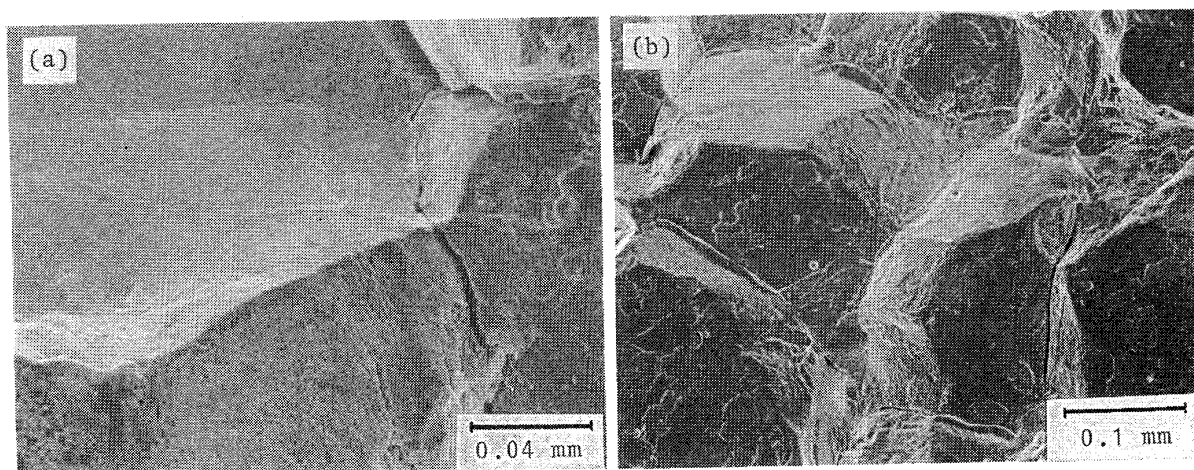


Photo. 3. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces.

- (a) 600°C $\dot{\epsilon}=0.4\%/ \text{min}$ $\Delta\epsilon_T=1.01\%$
 (b) 700°C $\dot{\epsilon}=0.4\%/ \text{min}$ $\Delta\epsilon_T=1.01\%$

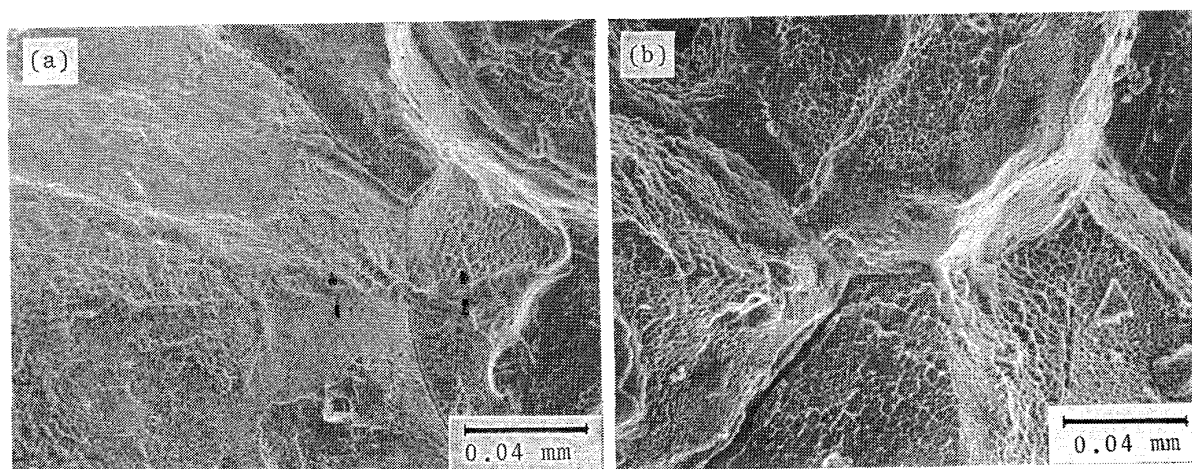


Photo. 4. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces obtained in 30 min tension hold-time tests.

- (a) 600°C $\Delta\epsilon_T=1.01\%$
 (b) 700°C $\Delta\epsilon_T=1.01\%$

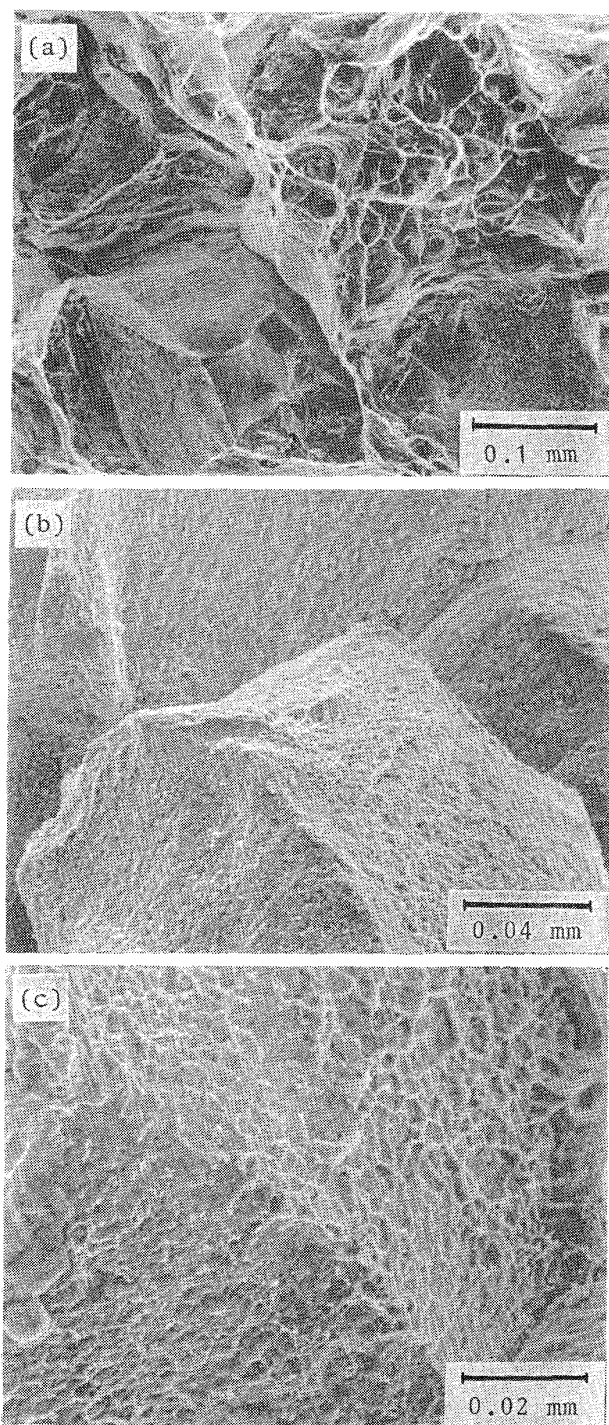


Photo. 5. Scanning electron micrographs of the creep ruptured surfaces.

- | | | |
|-----|-------|-------------------------------|
| (a) | 600°C | $\sigma = 24 \text{ kg/mm}^2$ |
| (b) | 600°C | $\sigma = 16 \text{ kg/mm}^2$ |
| (c) | 700°C | $\sigma = 14 \text{ kg/mm}^2$ |

が遅い場合、疲労寿命は温度とともに急激に減少し、その温度依存性は、ひずみ速度の速い場合のそれより大きい。ただし疲労寿命のひずみ速度依存性と関連して、材料種によつては 700, 800°C で疲労寿命が 600°C の疲労寿命よりもむしろ大きくなる場合がある。一方応力幅のひずみ速度依存性は、室温では認められず、450°C で負、

700°C 以上で正となる。

著者らは 316 鋼について、450°C における疲労寿命のひずみ速度依存性を考察した⁵⁾。それによると 450°C ではひずみ速度によらずすべて粒内破壊したので、酸化やクリープの効果は疲労寿命のひずみ速度依存性の原因になり得ないだろうと考えた。そして破面上のストライエーション間隔から求めた疲労き裂の伝ば速度 dl/dN は、ひずみ速度によらず次式で表わせた。

$$\frac{dl}{dN} = 1.6 \times 10^{-12} (\Delta\sigma)^{5/1.25}$$

ただし $\Delta\sigma$ は応力幅、 l はき裂長さで、単位はそれぞれ kg/mm^2 , mm である。したがって 450°C におけるき裂の伝ば速度および疲労寿命のひずみ速度依存性は、動的ひずみ時効¹³⁾によつて生じる応力幅の負のひずみ速度依存性によるものであると考えられた。

また本供試材について、700°C における三角波試験の場合の粒界疲労き裂と粒内疲労き裂の伝ば速度を求めると、粒界疲労き裂の伝ば速度は著しく大きくなつていた¹⁴⁾。そして 700°C におけるき裂の伝ば速度は次式で表わせた¹⁴⁾。

$$\frac{dl}{dN} = 35 \times 10^{-3} (\Delta\epsilon_P)^{1.5} (\dot{\epsilon})^{-0.43} l^{1.3}$$

ただし $\Delta\epsilon_P$ は塑性ひずみ幅、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度であり、単位は $\Delta\epsilon_P$ が%, $\dot{\epsilon}$ が %/min, l が mm である。700°C ではき裂がひずみ速度の大小によつて粒内き裂や粒界き裂となるため、き裂伝ば速度を 450°C のように応力幅とき裂長さだけで表示することができなかった。

ここで疲労寿命および応力幅の温度、ひずみ速度依存性について詳しく調べた 310 鋼の結果¹⁵⁾を Fig. 6 に示す。310 鋼は 25Cr-20Ni のオーステナイト系ステンレス鋼で、試験条件などは今回の 321 鋼の場合とまったく同じである。この材料の 400, 500°C における疲労寿命のひずみ速度依存性もまた、応力幅の負のひずみ速度依存性に起因するものと考えられる。また 200°C 前後の疲労寿命の温度依存性も、応力幅の温度依存性と密接に関連していると思われる。したがって粒内破壊する条件下で生じる疲労寿命の温度およびひずみ速度依存性を、以下 TOMKINS によつて導かれたき裂伝ば速度式から考察してみる。さらに 600°C 以上で粒界破壊となる場合についても、他の研究者たちによつて得られた真空中の結果や、破面観察などから考察してみる。

4.1 疲労寿命におよぼす力学的な効果

低サイクル疲労をうける金属材料はよく知られているように、最初の 10~数 10 サイクルを経過すると安定な内部組織となり、制御される一定のひずみ幅に対応した一

定の応力幅を示す¹³⁾¹⁶⁾。このときの $\Delta\sigma$ と $\Delta\epsilon_T$ の関係がいわゆる繰返し応力-ひずみ関係である。このような安定な構造をもつ材料は、そのヒステリシスループに対応する安定な力学的性質を示すと考えられる。

TOMKINS はこのような材料の状態に対して DUGDALE のモデルを拡張適用し、き裂先端の塑性帯の長さ D を計算した¹⁷⁾。またき裂の一サイクル当りの成長長さは、塑性帯の内縁における shear de-cohesion によつて新しく生じるき裂面の長さに等しいと考えた。このような考え方によると、疲労寿命の大部分をしめる伝ば過程のき裂の伝ば速度は

$$\frac{dl}{dN} = \Delta\epsilon_P D \approx \frac{\pi^2}{32} \frac{\Delta\epsilon_P \Delta\sigma^2}{\bar{T}^2} l \dots\dots\dots (1)$$

で表わされる。ここで $\Delta\epsilon_P$ は塑性ひずみ幅、 $\bar{T}$ は塑性帯の内縁における平均的な変形応力である。

疲労寿命 N_f は、大部分がき裂の伝ば過程に費やされると仮定すれば、(1)式から

$$N_f = \frac{32}{\pi^2} \ln \left(\frac{l_f}{l_0} \right) \frac{\bar{T}^2}{\Delta\epsilon_P \Delta\sigma^2} l \dots\dots\dots (2)$$

が得られる。ここで l_f 、 l_0 はそれぞれき裂の伝ばに際しての初期き裂長さと最終き裂長さである。(2)式の常数項を A とおけば

$$N_f = A \frac{\bar{T}^2}{\Delta\epsilon_P \Delta\sigma^2} \dots\dots\dots (2')$$

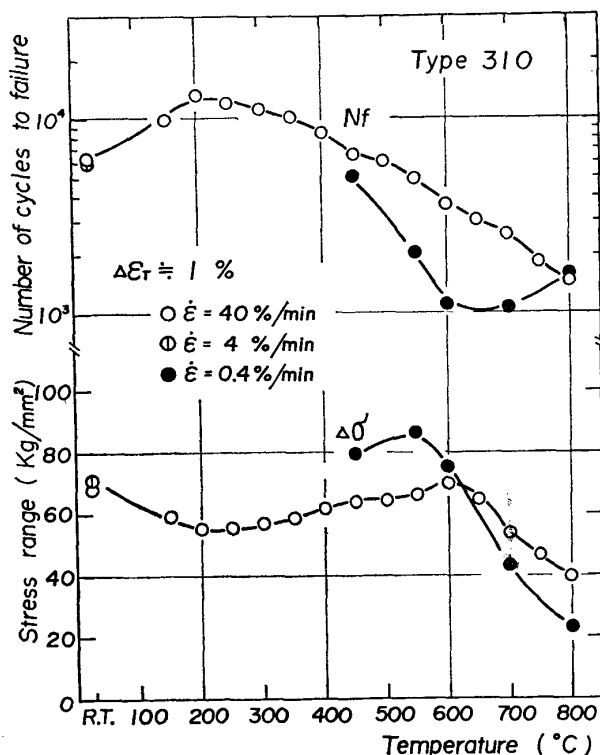


Fig. 6. Dependence of temperature on the fatigue life and the stress range of Type 310 steel (at $\Delta\epsilon_T = 1\%$).

となる。

以下(2)'式にしたがい、 N_f の温度、ひずみ速度依存性が材料の力学的パラメータ $\bar{T}$ 、 $\Delta\epsilon_P$ 、 $\Delta\sigma$ を代入することによつてどの程度説明できるかを検討してみる。 $\bar{T}$ として何をとりべきかが問題であるが、ここでは TOMKINS にしたがつて、簡単のためそれぞれのひずみ速度の高温引張試験によつて得られた引張強さ σ_u を $\bar{T}$ に入れることにする。Fig. 7 はこのように計算した $\Delta\epsilon_P = 1\%$ における $(\bar{T}/\Delta\sigma)^2$ の温度、ひずみ速度依存性である。また同図に $\Delta\epsilon_P = 1\%$ のときの実際の疲労寿命も示した。本実験では、200°C 前後の試験は行っていないが、Fig. 6 の 310 鋼の結果¹⁵⁾やほかの 321 鋼の結果¹⁸⁾を参考にすれば、200°C 前後の $\Delta\sigma$ や N_f の温度依存性はオーステナイト系ステンレス鋼に共通と考えられるから、本供試材の 200°C 前後の $\Delta\sigma$ と N_f の傾向を点線で示した。Fig. 7 から、ひずみ速度が 40%/min のときの疲労寿命の温度依存性や、450°C における疲労寿命のひずみ速度依存性は、いずれも力学的因子 $(\bar{T}/\Delta\sigma)^2$ で定性的ではあるが説明がつく。しかし、力学的因子の温度依存性はあまりなく、実際の N_f の温度依存性が 450°C 以上で大きくなるのは、空気中の試験では温度が高くなるほど酸化の影響が顕著にあらわれてくることを示している。

600°C 以上でひずみ速度が 0.4%/min の場合や、台

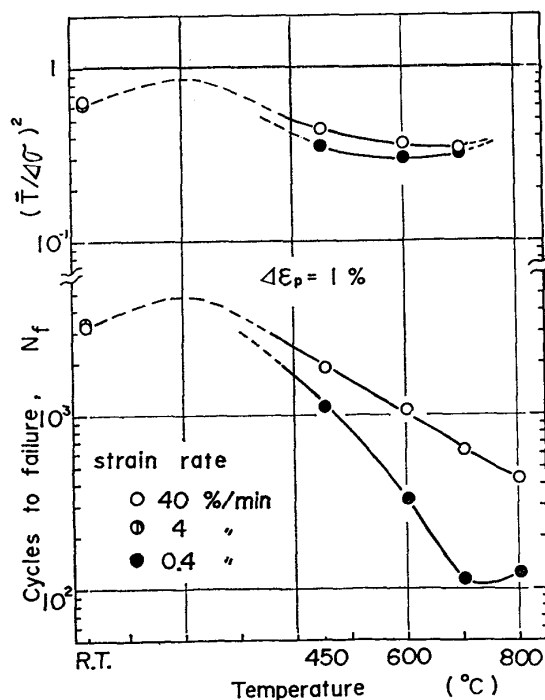


Fig. 7. Dependence of temperature on the mechanical factor and the fatigue life of Type 321 steel (at $\Delta\epsilon_P = 1\%$).

形波の場合は、大気中試験では粒界破壊となるから、今述べた力学的因子だけでは説明ができず、破壊モードの相違、すなわち粒界破壊が何によつて生じたかを考慮しなければならない。

4.2 疲労寿命におよぼす酸化およびクリープの効果

前節では破面が全面的に粒内型である場合に、力学的効果によつてき裂の伝ば速度が支配され、それによつて疲労寿命の温度依存性やひずみ速度依存性が説明できた。しかしこの場合でも、大気中で試験されている限り、酸化によつてき裂の伝ば速度は促進されると考えた。

酸化による効果を完全に除去するには、高真空中で疲労試験を行わねばならない。この方面のデータの集積は、いまだ不十分であるが、とりあえず現在まで得られているデータをまとめてみよう。

COFFIN は真空中で 304 鋼の試験を 816°C で行い、その疲労寿命は 347 鋼の室温、大気中の結果と同程度かむしろ長く、き裂は粒内型であることを示した¹⁹⁾。

SOLOMON, COFFIN らの 593°C の A286 鋼の結果によると、大気中試験では疲労寿命やき裂の伝ば速度に周波数の影響が現われるが、真空中では周波数の影響がほとんどない。周波数がきわめて遅くなると (10^{-2} cpm 以下)、き裂は真空中でも粒界型になり、き裂伝ば速度も大きくなる²⁰⁾²¹⁾。

JAMES や MAHONEY らの 304, 316 鋼などの結果では、高サイクル疲労の範囲であるが、真空中または不活性ガス雰囲気中で、500, 600°C 前後のき裂伝ば速度は室温、大気中のそれとほとんど同じになっている¹⁰⁾²²⁾。

一方台形波の試験の場合、大気中においても両側ひずみ保持や圧縮側ひずみ保持のときは、疲労寿命はひずみ保持によつてそれほど低下しないことはよく知られており³⁾、破面は粒内型を示す²³⁾。引張側ひずみ保持のときにのみ、疲労寿命はひずみ保持によつて著しく低下し、破面は Photo. 4 のように粒界ボイド型となる。著者らの 316 鋼の試験でも同様な結果が得られている²⁴⁾。引張側ひずみ保持効果は、White や鶴戸口らによると、真空中でも存在し、真空中の台形波試験の疲労寿命は真空中の三角波の試験の寿命より低下するが、大気中の台形波試験の寿命ほどは低下しない²⁵⁾²⁶⁾。

COFFIN は真空中のいろいろな試験結果に基づいて、大気中試験で現われる高温低サイクル疲労寿命の温度、ひずみ速度 (周波数) 依存性は、酸化に起因するものであると結論している。この結論はおおむね正しいと思われるが、オーステナイト系ステンレス鋼の中温度 (400~500°C) 領域で現われる疲労寿命のひずみ速度依存性

や、200°C 前後で疲労寿命が山を示すような温度依存性は、前節で述べたように力学的な効果によるもので、酸化の有無によらず存在し、おそらく真空中の試験でも現われるものと思われる。また、引張側ひずみ保持による疲労寿命の低下は、真空中でも存在するから酸化の効果だけでは説明がつかない。

破面観察によれば、三角波試験の粒界型破壊はクリープ破断のくさび型き裂の破壊に、また台形波試験の粒界型破壊はクリープ破断のボイド型き裂の破壊に類似していた。したがって三角波試験の場合、粒界疲労き裂はクリープのくさび型き裂と同様な機構で形成されると思われるが、繰返し変形では荷重はクリープと異なり正負に変動するから、酸化の影響がなければき裂は単に開閉を繰返すだけとなつて成長できず、真空中の試験では繰返し変形によつて粒内き裂が伝ばして破壊に導く。酸化の影響によつてはじめて粒界き裂は完全に閉じることなく伝ばすることができ、粒界き裂の伝ば速度が粒内き裂の伝ば速度より大きくなれば、破壊は粒界型に変化する。酸化の影響は、粒内に対するよりも粒界に対してより激しいから、くさび型の発生に十分な粒界すべりが可能となる高温、低ひずみ速度で破壊は粒界型となり、その粒界き裂の伝ば速度は粒界の酸化によつて著しく促進される。

Fig. 6, 7 で 600°C から 800°C における疲労寿命のひずみ速度依存性は、このような酸化の効果によるものであるが、800°C でひずみ速度の影響がそれ以下の温度よりもむしろ少なくなっている。これは 0.4%/min のひずみ速度の三角波の疲労寿命が 700°C 付近で最小となり、それ以上の温度 (800°C) でむしろ大きくなるためと考えられ、特にひずみ幅が大きいときにこのような疲労寿命の逆温度依存性が著しい¹³⁾。疲労寿命が高温度でむしろ長くなる傾向は、種々のオーステナイト系ステンレス鋼⁴⁾²⁷⁾、0.5 Mo 鋼²³⁾などでしばしば認められる。316 鋼の薄膜による透過電顕観察によると、材料の内部組織は 600°C までは転位のセル組織であるが、700°C、800°C ではサブグレイン組織となり、回復が生じていた¹³⁾。したがって、温度が非常に高くなると、酸化の効果は一般に大きくなるであろうが、一方で材料の内部では高温、高ひずみ、低ひずみ速度ほど回復や再結晶などが生じやすくなり、材が軟化するため、疲労寿命はむしろそれ以下の温度よりも長くなったものと思われる。

引張側ひずみ保持台形波試験の場合のような粒界ボイド型破壊になる場合は、ひずみ保持中にボイド型き裂が粒界のあちこちに一たん発生すれば、酸化の影響がなくてもそれらのき裂が連結して、き裂は伝ばしうらと思わ

れる。また両側ひずみ保持台形波試験では、引張側ひずみ保持中にボイド型き裂が生じても、圧縮側ひずみ保持中にボイドは圧縮焼結されてしまう可能性があり、破壊は引張圧縮の繰返し変形で粒内破壊になる。圧縮側ひずみ保持だけの場合は、ボイドははじめから生じないであろう。真空中の三角波試験でもひずみ速度がきわめて遅くなれば、また真空中の両側ひずみ保持台形波試験でも保持時間がきわめて長くなれば、正負の変形が完全に可逆的とはなりえず、疲労寿命はやはり低下する可能性があり、この場合破壊はボイド型の粒界破壊になると想像される。

以上高温疲労破壊で、くさび型き裂になる場合は、き裂は酸化の影響によつてはじめて伝ばしえるから、これはクリープの効果ではなく、現象としては酸化の効果と呼ぶべきものである。ボイド型破壊になる場合に、はじめて純粋なクリープの効果が現われ、このようなときに疲労-クリープの相互作用が存在するのと考えるのが妥当のように思われる。

酸化はき裂の伝ばに影響するだけでなく、き裂の発生に対しても大きな促進効果があることは、COFFINらが数多くの観察例をあげて示しているとうりである⁹⁾¹⁹⁾。これまでの議論は、高温低サイクル疲労寿命の大部分がき裂の伝ば過程に費やされるという仮定にもとづいている。このことは少なくとも大気中の試験結果によつて実証されている。これはおそらく大気中では酸化の影響によつて疲労き裂の発生が促進され、寿命のうちにしめる発生の段階がきわめて短かいからと思われる。高真空中では必ずしもそうはならないから、高真空中の試験の疲労寿命をき裂伝ばだけで代表させることは不可能かもしれない。

5. 結 論

SUS 321 鋼について室温、450°C、600°C、700°C、800°Cで三角波（ひずみ速度は40%/minと0.4%/min）と引張側ひずみ保持台形波（保持時間30 min）の高温低サイクル疲労試験を行い、破面観察をとおしてオーステナイト系ステンレス鋼の疲労寿命におよぼす、温度、ひずみ速度、ひずみ保持の影響について調べた結果、以下のことがわかった。

(1) 疲労寿命のひずみ速度依存性は室温ではほとんど認められず、450°C以上の各温度で現われた。また疲労寿命の温度依存性は特に450°C以上で顕著となり、ひずみ速度が遅いときほどその傾向は大きい。600°C、700°Cの台形波試験の疲労寿命は著しく低下した。

(2) 破面観察から、室温、450°Cではすべての試験条件で、また 600°C、700°Cでひずみ速度が40%/minのとき、破面は粒内型で明瞭なストライエーションが観察された。600°C、700°Cでひずみ速度が0.4%/minのときは、破面は滑らかな粒界面よりなる粒界型となり、クリープのくさび型き裂の破面と類似していた。台形波試験の場合は、同じく粒界型であつたが、その粒界面には数多くの小さなディンプルが認められ、クリープのボイド型き裂の破面と類似していた。

(3) オーステナイト系ステンレス鋼の疲労寿命の中温度（たとえば 450°C）領域で現われるひずみ速度依存性や、200°C前後で疲労寿命が山を示すような温度依存性は応力幅の温度やひずみ速度依存性と関連しており、力学的な効果によるものと考えた。

(4) 600°C以上の温度でひずみ速度の遅い三角波試験で生じるくさび型き裂の破壊は、酸化の影響があつてはじめて生じると考えられるから、これはクリープの効果というよりも酸化の効果というべきである。台形波試験のようなボイド型き裂で破壊する場合にのみ純粋なクリープの効果、すなわちクリープ-疲労の相互作用が存在するのと考えるのが妥当と思われる。

おわりにクリープ試験を担当して下さった当研究所クリープ試験部の横井信、新谷紀雄両氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III Case Interpretation 1592, (1974)
- 2) J. T. EERLING and T. SLOT: ASTM STP 459, (1969), p. 315
- 3) E. KREMPL and B. M. WUMDT: ASTM STP 489, (1971), p. 1
- 4) K. KAMAZAWA and S. YOSHIDA: Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, (1974), p. c 226 [Inst. Mech. Eng.]
- 5) K. YAMAGUCHI, K. KANAZAWA, and S. YOSHIDA: Mat. Sci. and Eng., 33(1978), p. 175
- 6) S. S. MANSOM: ASTM STP 520, (1973), p. 744
- 7) R. D. CAMPBELL: Trans. ASME, J. Eng. Industry, 93 (1971), p. 887
- 8) C. E. JASKE, J. S. PERRIN, and H. MINDLIN: Reactor Tech., 15 (1972), p. 185
- 9) L. F. COFFIN, Jr.: ASTM STP 520, (1973), p. 5
- 10) L. A. JAMES: Trans. ASME, J. Eng. Mat. and Tech., Series H, 98 (1976), p. 235
- 11) D. MCLEAN: J. Inst. Metals, 85 (1956-57), p. 468
- 12) J. A. WILLIAMS: Acta Met., 15 (1967), p.

- 1119
- 13) 山口弘二, 金澤健二: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 315
- 14) 山口弘二, 金澤健二, 吉田 進: 日本鉄鋼協会第93回講演大会講演概要集, (1977), p. 303
- 15) 金澤健二, 山口弘二, 吉田 進: 日本機械学会講演論文集, No. 770-2, (1977), p. 215
- 16) C. E. FELTNER and C. LAIRD: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 1633
- 17) B. TOMKINS: *Phil. Mag.*, 18 (1968), p. 1041
- 18) K. KANAZAWA, S. IWANAGA, T. KUNIO, K. IWAMOTO, and T. UEDA: *Bulletin of JSME*, 12 (1969), p. 188
- 19) L. F. COFFIN, Jr.: *Met. Trans.*, 3 (1972), p. 1777
- 20) H. D. SOLOMON and L. F. COFFIN, Jr.: *ASTM STP 520*, (1973), p. 112
- 21) H. D. SOLOMON: *Met. Trans.*, 4 (1973), p. 341
- 22) M. W. MAHONY and N. E. PATON: *Nuclear Tech.*, 23 (1974), p. 290
- 23) C. Y. CHENG and D. R. DIERCKS: *Trans. Met.*, 4 (1973), p. 615
- 24) 山口弘二, 金澤健二, 吉田 進: 日本鉄鋼協会第92回講演大会講演概要集, (1976), p. 353
- 25) D. J. WHITE: *Thermal Stresses and Thermal Fatigue*, (1971), p. 3 [Butterworths]
- 26) 鶴戸口英善, 朝田泰英, 三橋俊作, 山中一由: 第10回シンポジウム材料の構造と破壊機構講演論文集, No. 760-9, (1976), p. 51 [日本機械学会]
- 27) 平 修二, 藤野宗昭, 裕川正之, 佐々木良一: *材料*, 23 (1974), p. 208
- 28) A. COLES and A. CHITTY: *Thermal and High Strain Fatigue*, (1967), p. 328 [The Metals and Metallurgy Trust]