

技術資料

UDC 539.431/539.433

高温におけるクリープおよび疲労*

大 谷 隆 一**

Creep and Fatigue at Elevated Temperature

Ryuichi OHTANI

1. は じ め に

高温における金属材料の強度は、材料に作用する荷重および温度の状態によつて異なる様相を示すので、異なる現象名で区別されているのが普通である。図1は、静的荷重、動的荷重および温度変動に対応して機械的な平均応力 σ_m 、応力振幅 σ_a および熱応力 σ_T を選び、これら3者の組み合わせによつて分類した高温強度を示している。①は“クリープ”、①'は“引張り”、①''は“リラクセーション”であつて、それぞれ応力 σ_m に一定、増加、減少という相違があるが、いずれも一方向単調クリープ変形が生じるという点で共通している。これに対して②および②'は一定応力 σ_m の上に変動応力 σ_a が重畳した“繰り返し応力クリープ”であつて、このうち②は繰り返し周波数が比較的低い“サイクリック・クリープ”、②'は周波数が高い“動クリープ”である。後者②'についてはクリープが一方向に進行する現象をいうが、前者②については必ずしもそうとは限らず、ひずみが両振りになる場合もサイクリック・クリープと称する。また、繰り返し速度の大小にともなう動的回復の難易さのために②の方が応力繰り返しの影響が顕著に現われる。③および③'は“一定温度高温疲労”であつて、③は“低サイクル疲労”、③'は“高サイクル疲労”を示している。通常、③は変位制御両振りひずみ波形で実験を行うことが多く、③'については応力制御で比較的高周波数の正弦波形を用いることが多い。これは室温での疲労試験条件を高温にもそのまま採用した慣習によるところが大きく、本来、③と③'の試験条件の基本的相違は周波数の大小や波形ではなく、③は非弾性ひずみ、③'は弾性ひずみの繰り返しを与えることにある。したがつて、②のサイクリック・クリープのうち $\sigma_m=0$ の両振りの場合は③のひずみ制御低サイクル疲労（低周波数低サイクル疲労）とほぼ等しい試験条件になる。また、②'の動クリープにおいて σ_m が σ_a にくらべてかなり小さくなるかあるいは0となれば、③'の高サイクル疲労になる（ σ_m が大きくて塑性変形が生じる場合には③の高周波数低サイクル疲労となる）。④は“熱疲労”であつて、熱応力の繰り返しによる疲労をいうが、原理的には③および③'の一定温度高温疲労に繰り返し温度サイクルが重畳したものに等しい¹⁾。したがつて高サイクル熱疲労と低サイクル熱疲労があり、温度サイクルの重畳のし方によつて out-of-phase（最高温度時に最大圧縮応力）と in-phase（最高温度時に最大引張応力）の2つの熱疲労に大別できる。⑤は、この熱疲労における応力条件によつて生じる“熱ラッチェティング”である。平均応力 σ_m が外力によつて保持されている場合は②のサイクリック・クリープと同様にラッチェティングが進行するが、 σ_m が内部応力であれば繰り返しとともに急速に σ_m が減少し、ラッチェットが停止（シェイク・ダウン）する。また熱応力の繰り返し速度がはやい場合にはクリープ・ラッチェットよりむしろ塑性ラッチェット（非時間依存性ひずみのラッチェット）が生じる。⑤'は“繰り返し温度クリープ”であつて、外力にくらべて熱応力が小さいかあるいは温度変化がゆるやかなために熱応力の変動が無視できる場合に認められる。これは②の繰り返し応力クリープと類似の挙動を示す²⁾。

以上が代表的な高温強度現象であるが、それぞれが特有の変形および破壊性質を示すとともに相互に関連した特性を示すものが多い。そこでいま、温度、時間および応力ないしはひずみの繰り返しの3者が材料強度に及ぼす影響の相違によつて、強度現象の特徴を概略区分してみると、図2のようである。温度および時間の効果がかなり小さい現象として室温での引張り、低サイクル疲労、高サイクル疲労を挙げた。応力繰り返し効果という点で低サイクル疲労は引張り（一方向変形）と高サイクル疲労の中間に位置すると考えられる。これら3現象が高温においてもほとんど時間の影響を受けずに再現されるとすれば、それが狭義の高温引張り、高温低サイクル疲労、高温高サイクル疲労である。後述のように、クリー

ば、③'の高サイクル疲労になる（ σ_m が大きくて塑性変形が生じる場合には③の高周波数低サイクル疲労となる）。④は“熱疲労”であつて、熱応力の繰り返しによる疲労をいうが、原理的には③および③'の一定温度高温疲労に繰り返し温度サイクルが重畳したものに等しい¹⁾。したがつて高サイクル熱疲労と低サイクル熱疲労があり、温度サイクルの重畳のし方によつて out-of-phase（最高温度時に最大圧縮応力）と in-phase（最高温度時に最大引張応力）の2つの熱疲労に大別できる。⑤は、この熱疲労における応力条件によつて生じる“熱ラッチェティング”である。平均応力 σ_m が外力によつて保持されている場合は②のサイクリック・クリープと同様にラッチェティングが進行するが、 σ_m が内部応力であれば繰り返しとともに急速に σ_m が減少し、ラッチェットが停止（シェイク・ダウン）する。また熱応力の繰り返し速度がはやい場合にはクリープ・ラッチェットよりむしろ塑性ラッチェット（非時間依存性ひずみのラッチェット）が生じる。⑤'は“繰り返し温度クリープ”であつて、外力にくらべて熱応力が小さいかあるいは温度変化がゆるやかなために熱応力の変動が無視できる場合に認められる。これは②の繰り返し応力クリープと類似の挙動を示す²⁾。

* 昭和55年2月25日受付 (Received Feb. 25, 1980) (依頼技術資料)

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

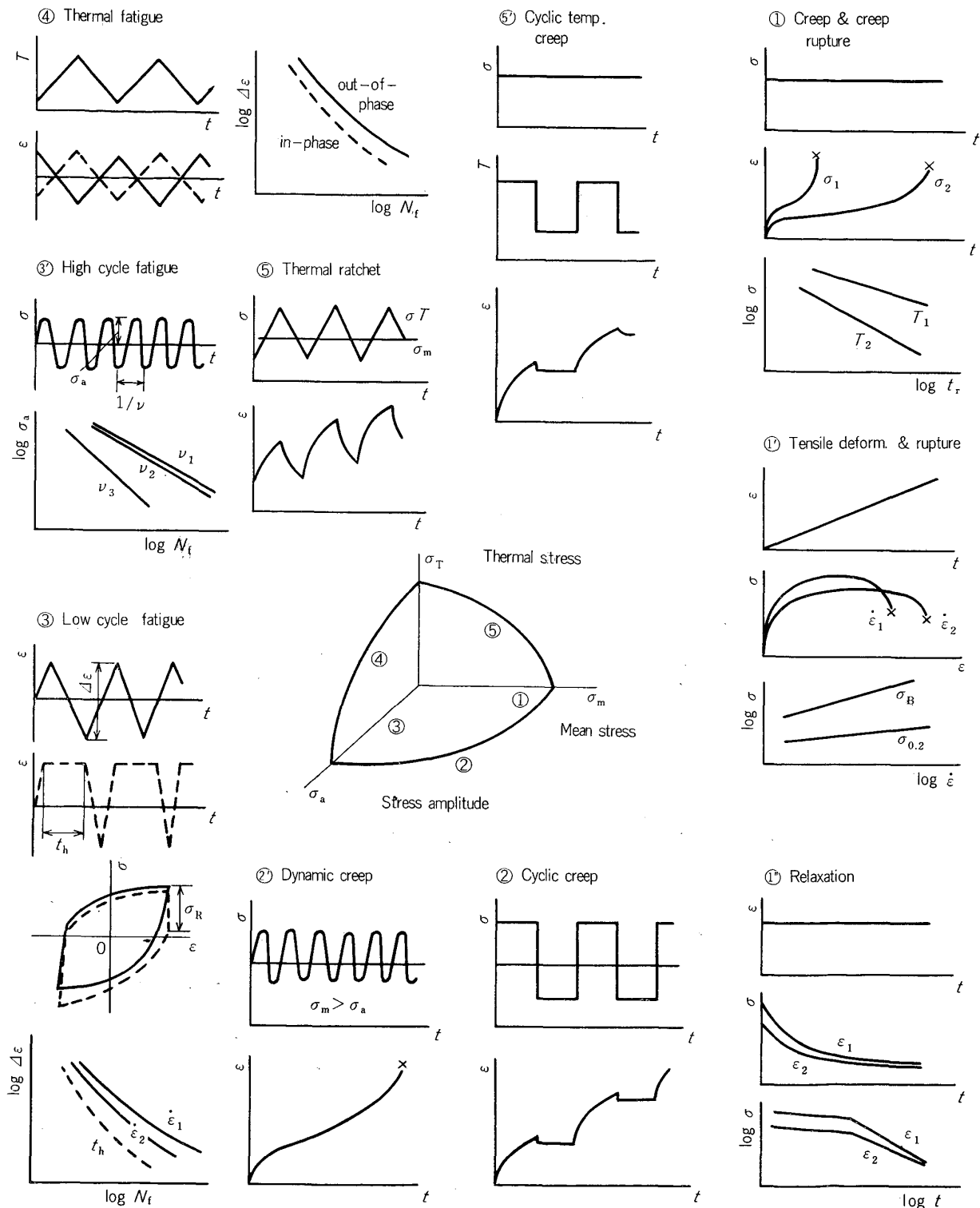


図1. 機械的応力、応力振幅および熱応力の組み合わせによって分類した高温強度現象

変形が無視できる程度に急速に変形させること、および高温酸化など環境効果をのぞくことによつて、これら3現象が近似的に認められると考えられ、この場合には室温との強度の差はほとんどなく、弾性係数 E や降伏点 σ_y の温度による減少程度の温度依存があると予想される。他方、高温においては、ゆつくり時間をかけて変形さ

せると時間の影響が現われ、一方向変形(引張り)はクリープで象徴される。したがつて通常行われている高温引張試験における変形は、時間依存性のない塑性変形とクリープ変形の間位置する。同様に、通常の高周波サイクル疲労の多くは高温における非時間依存の低サイクル疲労とひずみ両振りの繰返し応力クリープの中間的

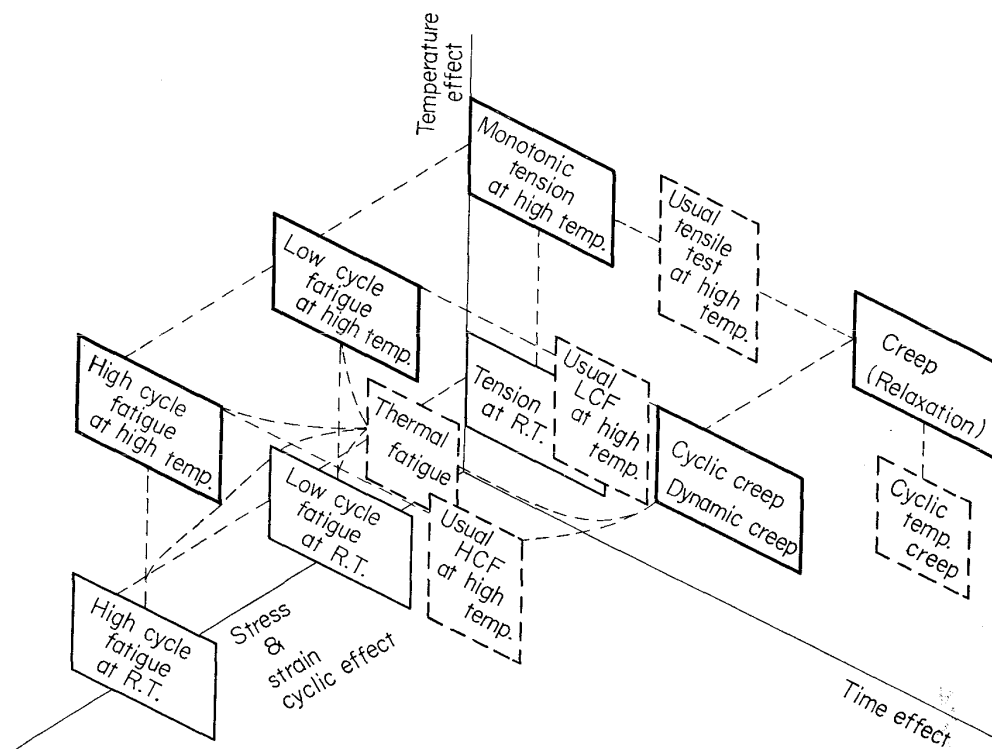


図2. 温度，時間および応力の繰り返しの効果によって特徴づけられた高温強度

な挙動を示すものと考えられる。高温高サイクル疲労についても同様である。さらに熱疲労に関してはこれら他に室温疲労との相互作用があり，多くの強度現象が重畳した条件下の強度とみなすことができる。

各高温強度現象を上記のように位置づけると，結局一方向単調変形の高温引張りおよびクリープと，繰り返し変形を受ける非時間依存性の高サイクル（弾性）疲労と低サイクル（弾塑性）疲労および時間依存性の繰り返し応力クリープに代表される。以下には，一般にいわれている高温疲労という現象を非時間依存性の疲労と時間依存性の繰り返し応力クリープとに大別して両者の特徴および相異を述べるとともに，クリープ・疲労相互作用問題に関する筆者の考えについて記述する。

2. 高 温 疲 労

2.1 温度依存性

非時間依存性高温疲労の温度依存性は弾性係数 E あるいは降伏点 σ_y の温度依存性に相当する程度であろうと述べたが，このことを示す実験結果の一例が図3³⁾である。インコネル 718，大気中，1 Hz，片振り高サイクル疲労のき裂伝ば速度 dl/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示しており，図中の曲線は，図4³⁾に示す室温真空中の実験結果にもとづいて推定された線である。すなわち，種々の材料で疲労き裂伝ば速度が大幅に相違する大きな原因として E の値のちがいと大気雰囲気の影響をあげ，真空中の実験結果を $\Delta K/E$ で整理すると材料による差がほとんどなくなることを示したのが図4であ

つて，大気中ではき裂伝ば速度がこの図の値より約3倍大きくなること，および高温になると E の値が少し低下することを考慮して求めたのが図3の推定曲線である。

図5⁴⁾は S15C 鋼の高温および室温における低サイクル疲労き裂伝ば速度と疲労 J 積分範囲⁵⁾（繰り返し J 積分⁶⁾）の関係を示している。き裂伝ば速度が 10^{-4} mm/

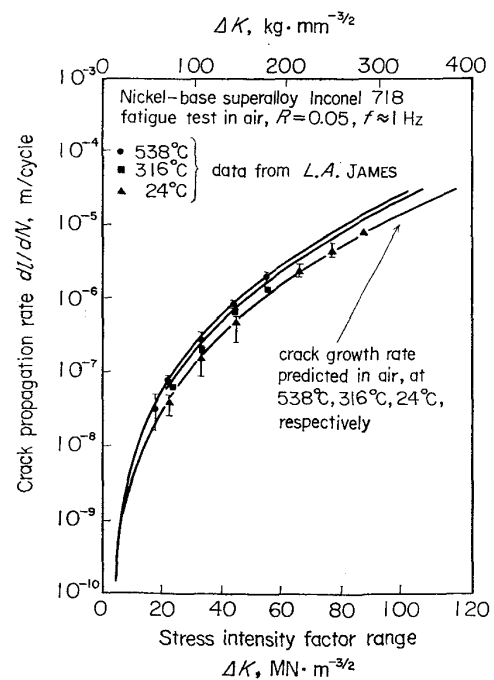


図3. インコネル 718 の室温および高温高サイクル疲労き裂伝ば速度³⁾

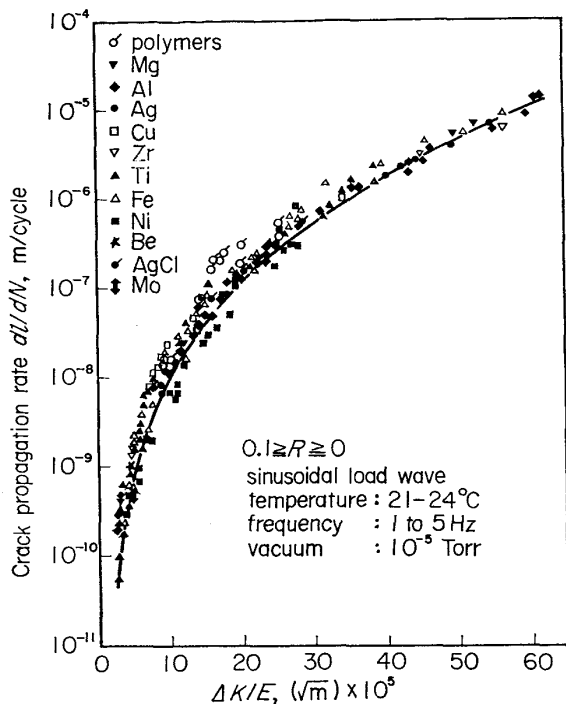


図4. 室温真空中における種々の純金属, 合金および高分子材料の高サイクル疲労き裂伝ば速度を弾性係数 E で除した応力拡大係数範囲で整理したもの³⁾

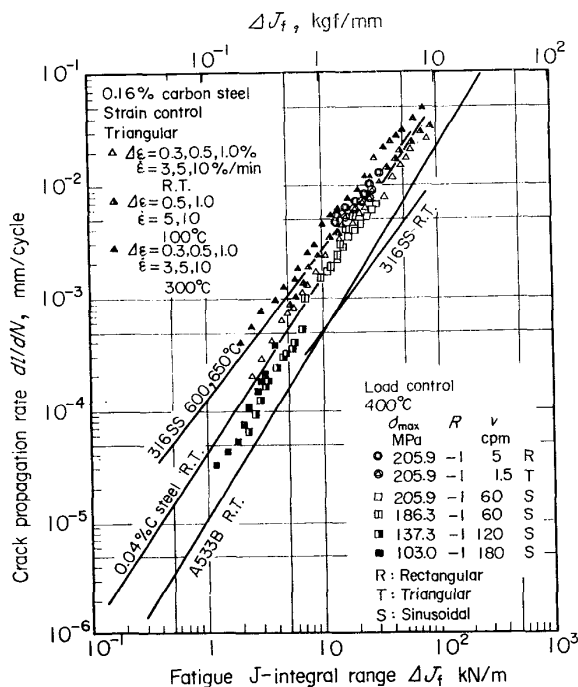


図5. 高温および室温弾塑性疲労における裂伝ば速度と疲労 J 積分範囲の関係⁴⁾.

cycle 以下の実験データはほぼ高サイクル疲労の範ちゅうに入る。室温と高温とで大差のないことがわかる。また、同図中には A533B 鋼 (室温)⁶⁾, 0.04% 炭素鋼 (室温)^{7,8)}, および SUS 316 鋼 (高温)⁵⁾ および室温の結果も直線で併示しているが、これら材料間に極端な相

異がないことがしだいに明らかになりつつある。

以上はき裂伝ば速度に関する温度依存性を示したが、平滑材の破損寿命についても同様に温度依存がほとんど認められないことを示す実験結果がある。特に COFFIN は、高温においても真空あるいはアルゴンガス中では室温とほとんど変わらない低サイクル疲労寿命が得られることを示し⁹⁾¹⁰⁾, 高温酸化の影響があたかもクリープの影響のように温度および時間依存を生ぜしめる場合のあることを強調していることはよく知られている。

2.2 時間依存性

厳密に言えばクリープが生じにくい高周波数での高温疲労はもとより、室温疲労においても広い周波数領域で周波数依存が認められるのが普通であり、完全な非時間依存性疲労は存在しない。しかしながら、クリープと疲労とで破壊の律速過程が異なり、疲労の時間依存がクリープのそれにくらべて無視できるほど小さければ、1章の最後に述べたように非時間依存性疲労と時間依存性繰返し応力クリープの大別は可能であり、かつ有効であろうと考えられる。高温においても周波数が高くてクリープがほとんど生じないような場合には高サイクルのみならず低サイクル疲労においても時間依存性がほとんど認められないことを示す二、三の実験結果を以下に挙げる。

図6³⁾は304 鋼ステンレス鋼の室温および高温大気中での高サイクル疲労き裂伝ば速度であつて、破線は図3と同様に図4にもとづいて得た推定曲線であり、実験結果とよく一致している。一方、JAMES のデータ¹¹⁾を引用して高温 538°C で周波数が小さくなると伝ば速度が少

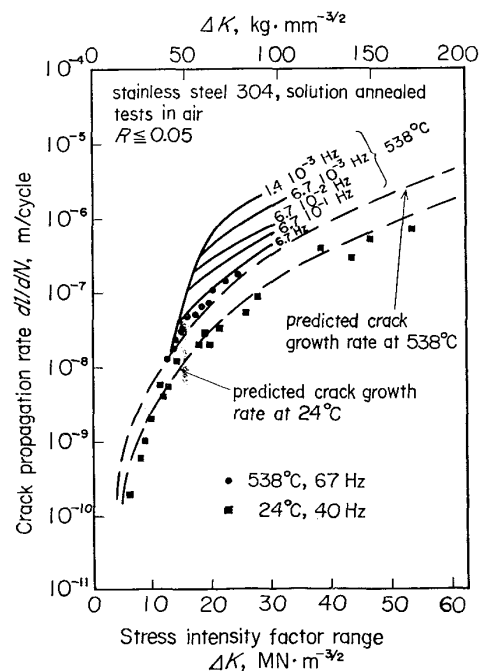


図6. 304 ステンレス鋼の室温および高温(538°C)疲労き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の関係におよぼす周波数の影響³⁾.

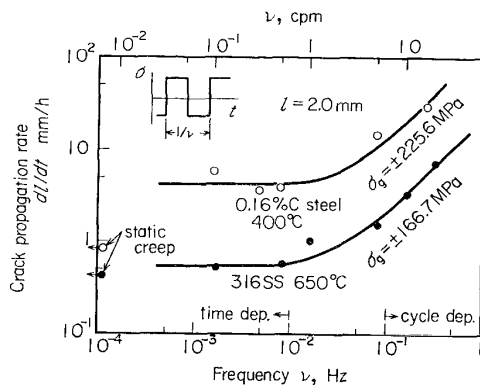


図 7. 316 ステンレス鋼および S15C 鋼の高温低サイクル疲労き裂伝ば速度の周波数依存⁵⁾.

しずつはよくなることを実線で示している. この周波数依存は周波数が $1/4000$ に減少するのに対してき裂伝ば速度が 10 倍増加する程度のかかなり弱い依存性である. かつ破面はすべて粒内破壊を示している. さらに, ΔK が $15 \text{ MN/m}^{3/2}$ 以下の低応力レベルでは周波数依存がない. これらのことから, 周波数が高ければ室温疲労と同等のき裂伝ば速度を示すことがわかり, 周波数が小さくなると高温酸化の影響, むしろこの場合にひずみ時効の影響と考えられる時間依存が現われることが理解できる.

低サイクル疲労のき裂伝ばについても同様な傾向がある^{5)12)~15)}. 図 7⁵⁾は SUS 316 鋼, 650°C および S15C 鋼, 400°C の方形波状両振り応力下の低サイクル疲労におけるき裂伝ば速度 dl/dt (t は時間) と周波数 ν の関係を示している. 約 0.1 Hz 以上の高周波数領域では dl/dt が ν に比例する, すなわち dl/dN (N は繰返し数) が ν に依存せず一定となることがわかる.

平滑材の低サイクル疲労破損繰返し数についても周波数が高い繰返し変形を与えると繰返し数依存性の

疲労挙動を示すことが明らかにされている¹⁰⁾.

写真 1⁵⁾ は, 図 5 および 7 に示した SUS 316 鋼の高温低サイクル疲労き裂伝ばにおける破面写真を示している. (a) は 0.1 cpm の低周波数の場合の粒内破壊であつて, 応力一定の静クリープ破壊と酷似しているのに対し, (b) は 10 cpm の比較的高周波数の場合に得られた粒内破壊である. これは (c) のように巨視き裂伝ば方向にほぼ垂直にストライエーションを形成する疲労破面であつて, ストライエーション間隔は伝ば速度とほぼ一致する. 室温疲労の破面と比較して, 酸化皮膜が付着している点をのぞけば類似している. このように, き裂伝ば速度のみならず破面形態からしても, 高温疲労が室温疲労と基本的に同じであるとみなし得るようである.

2.3 高温疲労破壊の力学的法則

上述のことより, 繰返し数依存性高温疲労は室温疲労と同等あるいは同様な強度特性を示すと考えられる. 平滑材の破損寿命 N_f については

$$\Delta \varepsilon_p N_f^\beta = C, \quad \beta, C: \text{材料定数} \dots \dots \dots (1)$$

なる MANSON-COFFIN 式¹⁶⁾¹⁷⁾, あるいは

$$\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon_e + \Delta \varepsilon_p = \frac{3.5 \sigma_B}{E} N_f^{-0.12} + \varepsilon_f^{0.6} N_f^{-0.6} \dots \dots \dots (2)$$

なる MANSON の Universal Slope 式¹⁸⁾が成り立つとするのが最も一般的である. ここで, $\Delta \varepsilon_e$, $\Delta \varepsilon_p$, $\Delta \varepsilon$ は弾性, 塑性, 全ひずみ範囲であり, σ_B は引張強さ, ε_f は破断延性である.

き裂伝ばに関しては, 高サイクル疲労の場合は図 4 のような結果を表示する伝ば速度式として

$$dl/dN = C \Delta K^m, \quad C, m: \text{材料定数} \dots \dots \dots (3)$$

低サイクル疲労も含めて図 5 のような結果を表示する式として

$$dl/dN = C_f \Delta J_f^{m_f}, \quad C_f, m_f: \text{材料定数} \dots \dots \dots (4)$$

が成立すると考えられる. ここで, 疲労 J 積分 ΔJ_f は

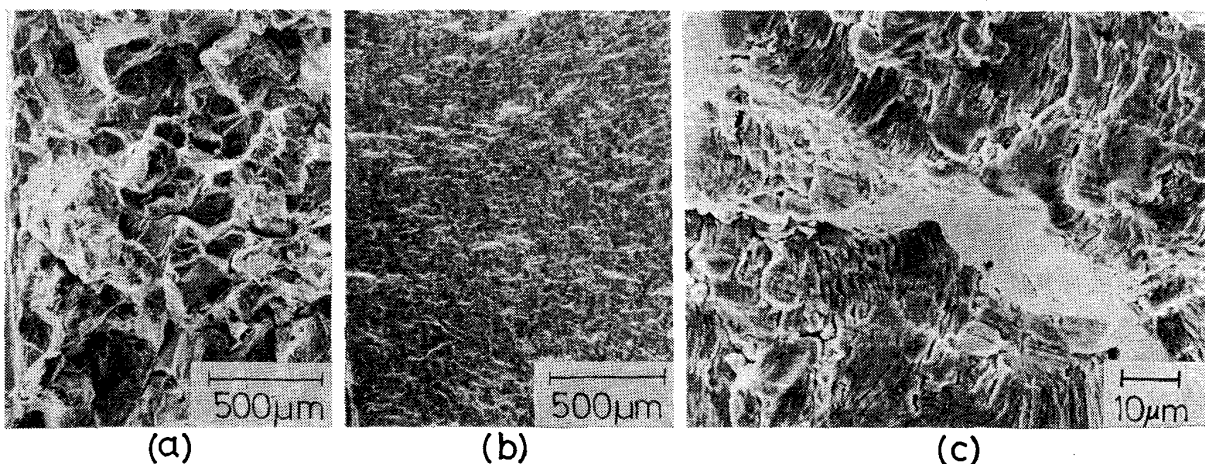


写真 1. SUS 316 鋼, 650°C , $\sigma_g = \pm 166.7 \text{ MPa}$ における高温低サイクル疲労破面. き裂伝ば方向は右方向. (a) は低周波数 $\nu = 0.00167 \text{ Hz}$ (0.1 cpm) の場合, (b) は高周波数 $\nu = 0.167 \text{ Hz}$ (10 cpm) の場合, (c) は (b) の拡大写真⁵⁾

J 積分の弾性成分 ΔJ_e と塑性成分 ΔJ_p の和で表され、前者は応力拡大係数 ΔK と次式の関係がある。

$$\Delta J_e = \Delta K^2 / E' \dots\dots\dots (5)$$

$$E' = \begin{cases} E & \text{: 平面応力} \\ E / (1 - \nu^2) & \text{: 平面ひずみ} \end{cases}$$

後者は応力-ひずみヒステリシスループの最低応力の点を原点として引張方向への曲線を

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p = \sigma / E + \epsilon_0 (\sigma / \sigma_0)^n, \quad \epsilon_0, \sigma_0, n: \text{材料定数} \dots\dots\dots (6)$$

なる式で表示した場合、

$$\Delta J_b = f(l/W, n) \cdot \sigma_{net}(\epsilon_p)_{net} \dots\dots\dots (7)$$

と表わすことができる。ここで σ_{net} は正味断面公称応力、 $(\epsilon_p)_{net} / \epsilon_0 = (\sigma_{net} / \sigma_0)^n$ であり、き裂が板幅 $2W$ などに比べて十分短い場合には近似的に

$$\Delta J_p = \pi (\pi n / 2)^{(n-1)/(2n-1)} \cdot l \cdot \sigma \epsilon_p \dots\dots\dots (8)$$

と表すことができる⁴⁾¹⁹⁾²⁰⁾。ただし、この式は微小貫通き裂に関する J 値の式であつて、それ以外の表面き裂などについては J 値が求められていないので、現時点では K に関する修正係数をそのまま借用し、(8)式右边に乗じることが一方法と考えられる。

3. 繰返し応力下のクリープ

3.1 高温疲労と繰返し応力クリープの相異

応力あるいはひずみの繰返し周波数がしだいに低くなり、繰返し変形がクリープによつてなされるようになると、前述の繰返し数依存性高温低サイクル疲労はどのように変化するのだろうか。MANSON-COFFIN 式(1)は成立しなくなるのか。き裂伝ば速度式(3)あるいは(4)式はどうなるか。まず、平滑材の高温低サイクル疲労に関するひずみ範囲分割法²¹⁾²²⁾による検討の結果を述べる。

図8²²⁾の上方には4種類のヒステリシスループの模式図が示されている。このうちの(a)は、クリープが無視できる程度にはやい繰返し速度で変形させて得られる前章の疲労のヒステリシスループであつて、非時間依存性塑性ひずみ範囲を $\Delta \epsilon_{pp}$ 、それと対応づけられる破損寿命を N_{pp} と記す²¹⁾と、図8下方(a)に示すように

$$\Delta \epsilon_{pp} N_{pp}^{\beta_{pp}} = C_{pp}, \quad \beta_{pp}, C_{pp}: \text{材料定数} \dots\dots (9)$$

なる関係が得られる。これは(1)式と同形である。これに対して、図8の上方(b)は、低周波数で繰返しクリープ変形を与えた場合のヒステリシスループの模式図である。これは引張りおよび圧縮応力がそれぞれ一定の方形波応力で、ひずみが両振りになるように制御して得られる。非弾性ひずみは引張り、圧縮いずれの方向にもクリープひずみであるので、この場合のクリープひずみ範囲を $\Delta \epsilon_{cc}$ と記す²¹⁾。図8下方(b)に示すように、 $\Delta \epsilon_{cc}$ とこれによる破損寿命 N_{cc} との間には(a)の場合と同様、両対数グラフ上で直線関係があり、それは

$$\Delta \epsilon_{cc} N_{cc}^{\beta_{cc}} = C_{cc}, \quad \beta_{cc}, C_{cc}: \text{材料定数} \dots\dots (10)$$

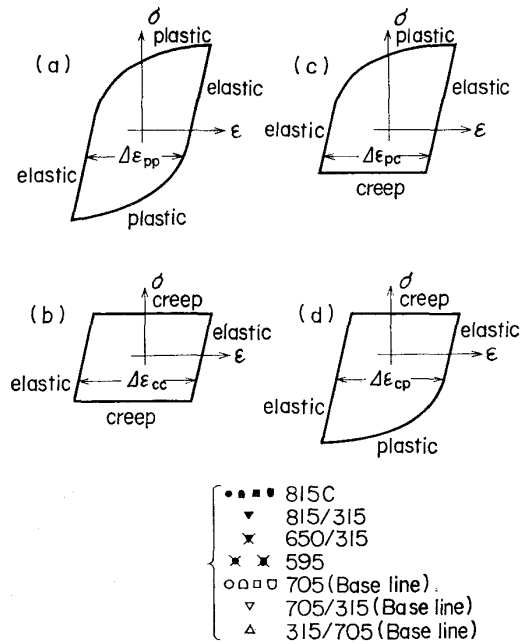


図8. ひずみ範囲分割法における4種類の非弾性ひずみ範囲と破損寿命線図。材料は316ステンレス鋼。図中の記号説明の数字は温度を表す。たとえば、315/705は引張半サイクル315°C、圧縮半サイクル705°C²²⁾。

なる式で表示されている。ここで特徴的なことは、(10)式は非時間依存性疲労の(9)式と類似の形をしている。さらに、815°Cと705°Cとで(10)式はほとんど変わらない。すなわち両振りひずみの繰返し応力クリープの $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 関係も疲労の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係と同様に温度および時間依存性がほとんど認められない。

図8は316ステンレス鋼に関するMANSONらの結果であるが、他の材料についても同様な結果が得られており^{23)~28)}、その一例としてわが国における平川、時政らの304ステンレス鋼に関する実験結果²⁴⁾を図9に示す。pp型およびcc型いずれの試験も対称三角ひずみ波が用いられている。また、真空中でも実験がなされており、大気中より長寿命となること、かつ、 $\Delta \epsilon_{pp}$ と $\Delta \epsilon_{pp}$ の大きさが等しいとき大気中では N_{pp} より N_{cc} の方が小さ

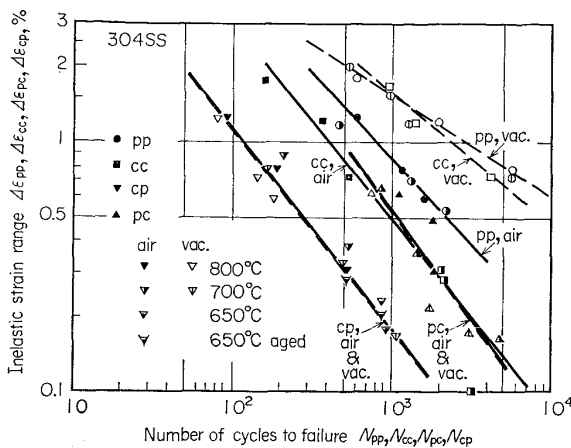


図9. 304 ステンレス鋼の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ ($i, j=p, c$) 関係に及ぼす温度、雰囲気および時効の影響。平川、時政の実験結果²⁴⁾を图示しなおした。

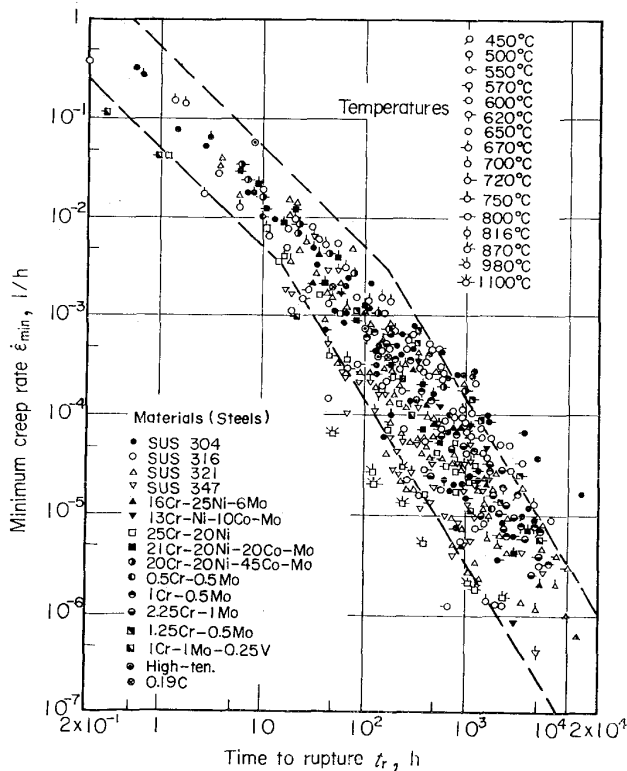


図10. 種々の鋼、種々の試験温度における最小クリープ速度と破断時間の関係³⁰⁾。

いの真空中ではほぼ等しいこと、が明らかにされている。

では、(9)式で表わされる pp 型疲労と(10)式で表わされる cc 型疲労との間には基本的にいかなる相違があるのか。この点について次に概説する。

一般によく知られているように、クリープにおいて最小クリープ速度(または定常クリープ速度) $\dot{\epsilon}_{\min}$ と破断時間 t_r の間には

$$\dot{\epsilon}_{\min} k t_r = D_c, \quad k, D_c: \text{材料定数} \dots\dots\dots (11)$$

なる関係が成り立つことが多い²⁹⁾。わが国における高温強度データ集によつて種々の鋼に関する(11)式の関係を図示したものが図 10³⁰⁾である。鋼種および試験温度によつて(11)式の定数は異なる。また、材料によつては長時間まで $k=1$ で右下がり 45° の直線を呈するものもあるが、多くの材料は主として長時間側で $k<1$ となつて下方に折れ曲る。しかし、ここで注目したいことは、通常の応力-破断時間曲線 ($\sigma-t_r$ curve) にくらべれば、図 10 の $\dot{\epsilon}_{\min}-t_r$ 曲線の方がはるかにデータのまとまりがよいということである。さらに、片振り応力のサイクリック・クリープの場合、負荷時間と除去時間の長さあるいは割合が異なると、 $\dot{\epsilon}_{\min}$ および t_r が変化し、最大引張応力に等しい一定応力下のクリープと比較すると $\dot{\epsilon}_{\min}$, t_r が異なるのが普通であるが、いずれの場合も(11)式の関係はほとんど一致し、応力変動の影響を受けない³¹⁾³²⁾。他方、両振り応力あるいは両振りひずみのサイクリック・クリープに関して、破断繰返し数ではなく破断時間(正味引張応力負荷時間)をとればひずみ範囲に無関係に引張応力の大きさによつて破断時間が決まるという報告³³⁾があるが、この場合も引張応力負荷時のクリープ速度をとれば、(11)式が成り立つものと考えられる。そこでいま、両振り応力の繰返し応力クリープに関しても静クリープと同形の(11)式が成立するとし、引張応力負荷時のクリープ速度がほぼ一定であるとみなし、

$$\dot{\epsilon}_{\min} = 2\nu \cdot \Delta\epsilon_{cc}, \quad t_r = N_{cc}/2\nu \dots\dots\dots (12)$$

とにおいてこれらを(11)式に用いれば

$$\Delta\epsilon_{cc} k N_{cc} (2\nu)^{k-1} = D_c \dots\dots\dots (13)$$

なる関係が得られる。これは COFFIN のいう周波数修正疲労寿命式³⁴⁾と類似の形をした式であるが、いま特に $k=1$, $D_c=C_{cc}$, $\beta_{cc}=1$ とすれば(10)式と一致する。

以上のことから、(10)式で表される高温疲労は(11)式で表されるクリープが支配的な挙動を示す疲労とみなすことができる。同様な見方はき裂伝ばに関しても可能である。それを次に示す。

図 11 は、筆者らが行つたクリープき裂伝ば試験の結果⁴⁾³⁵⁾³⁶⁾を取りまとめたものである。各材料、試験温度についてき裂伝ば速度 dl/dt とクリープ J 積分 $\dot{J}$ との間に 45° の傾きの直線関係が成立し、

$$dl/dt = C_c \dot{J}, \quad C_c: \text{材料定数} \dots\dots\dots (14)$$

と表示できる。ここで $\dot{J}$ は、前章でふれた J 積分の定義においてひずみや変形をクリープ速度や変位速度に置き変えたもので、修正 J 積分³⁷⁾あるいは C^* パラメータ³⁸⁾と呼ばれているものに等しい。中央き裂板については、クリープの応力とクリープ速度の関係が(6)式に対して

$$\dot{\epsilon}_c = \dot{\epsilon}_0 (\sigma/\sigma_0)^\alpha, \quad \dot{\epsilon}_0, \sigma_0, \alpha: \text{材料定数} \dots\dots\dots (15)$$

なる定常クリープの式で表される場合には、正味断面公称応力 σ_{net} およびき裂中央開口変位速度 $\dot{V}$ を用いて次の簡便式³⁹⁾によつて評価できる。

$$\dot{J} = (\alpha-1)/(\alpha+1) \cdot \sigma_{net} \dot{V} \cong \sigma_{net} \dot{V} \dots\dots\dots (16)$$

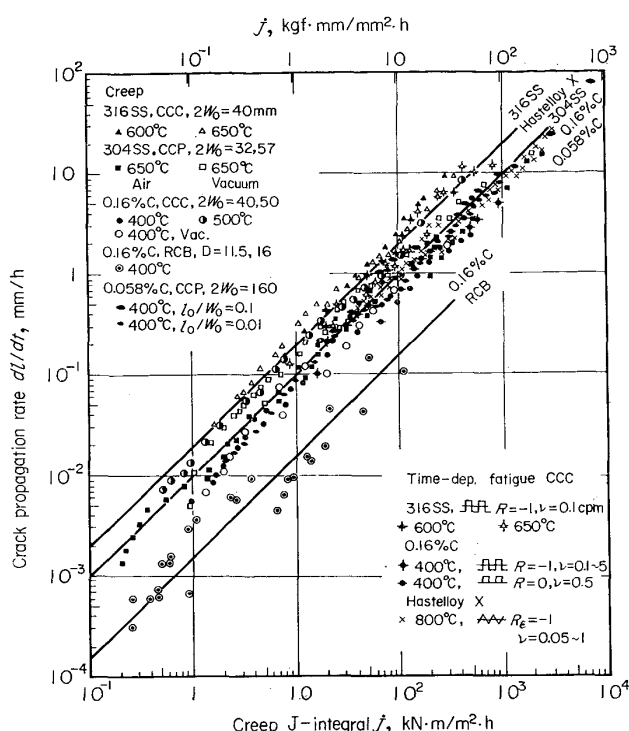


図11. 数種の材料, 試験片寸法・形状, 試験温度, 雰囲気および応力条件に対するクリープき裂伝ば速度とクリープJ積分の関係。

き裂が十分に短い場合には, (8)式と同様

$$\dot{J} = \pi(\pi\alpha 2)^{(\alpha-1)/(2\alpha-1)} \cdot l \cdot \sigma \dot{\epsilon}_c \quad (17)$$

と表すことができるので, 平滑材のクリープにおける σ - $\dot{\epsilon}_c$ 関係: (15) 式を用いて $\dot{J}$ を推定することが可能である。図 11 より, S15C 鋼の円周切り欠き丸棒 (RCB) をのぞけば, 試験片寸法, 試験温度, 雰囲気にはほとんど依存しないことがわかる。さらにここで注目したい点は, S15C 鋼, SUS 316 鋼およびハステロイ X に関する周波数の低い場合の疲労き裂伝ば速度が静クリープの伝ば速度とよく一致していることである⁴⁰⁾。これらき裂伝ばが時間依存性を示すことは S15C と SUS 316 鋼について図 7 に示したとおりである。この場合, 両振り, 片振りいずれの繰返し応力についても (14) 式が成立する。また, ハステロイ X において認められているように, 変位制御三角ひずみ波形の場合も繰返し変形がクリープによつて支配されると, (14) 式が成り立つ。これらのことから, 応力変動の有無およびクリープ・ラチェティングの有無にかかわらず (14) 式が決まるとみなしてよさそうである。

この場合も平滑材の (11) 式から (13) 式を導いたのと同様, き裂伝ば速度式 (14) に

$$dl/dt = 2\nu \cdot dl/dN, \quad \dot{J} = 2\nu \cdot \Delta J_c \quad (18)$$

を代入すると

$$dl/dN = C_c \cdot \Delta J_c \quad (19)$$

となる。ここで, ΔJ_c は前出 (4) 式の疲労 J 積分 ΔJ_f に対してクリープ J 積分範囲と称することができる¹²⁾。図

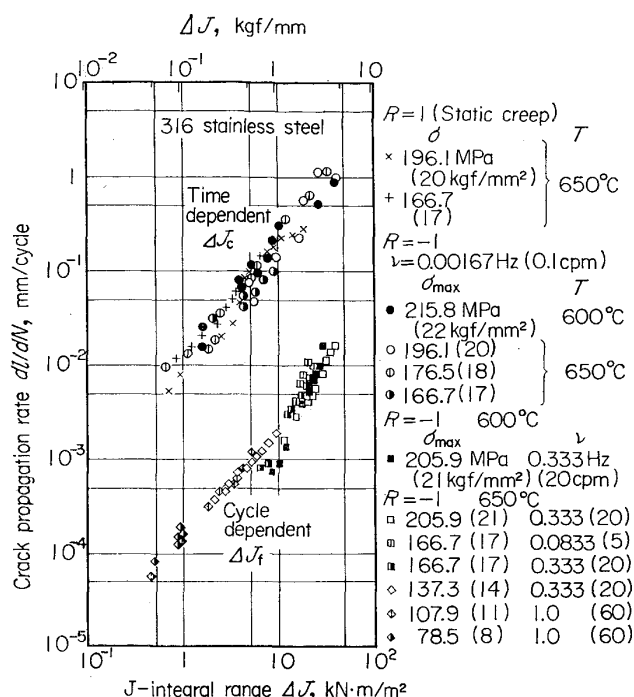


図12. 316 ステンレス鋼の繰返し依存性疲労き裂伝ば速度と疲労J積分範囲の関係および時間依存性疲労 (繰返し応力クリープ) き裂伝ば速度とクリープJ積分範囲の関係⁵⁾¹²⁾。

5および図 11 中の SUS 316 鋼に関する実験結果を取り出し, (4) 式の dl/dN - ΔJ_f 関係と (19) 式の dl/dN - ΔJ_c 関係を図示したものが図 12⁵⁾¹²⁾ である。前者の疲労き裂に対して後者の繰返し応力クリープき裂の方が伝ば速度が 100 倍近く大きい。S15C 鋼の場合は 10~100 倍の間であるが同傾向が認められる¹²⁾。したがつてこの dl/dN - ΔJ_f 関係と平滑材の $\Delta \epsilon_{pp}$ - N_{pp} 関係, および dl/dN - ΔJ_c 関係と平滑材の $\Delta \epsilon_{cc}$ - N_{cc} 関係とに密接な関連があると予想される。

3.2 応力繰返し効果

前述のように, 応力の変動あるいは繰返しそのものが損傷やき裂成長をもたらす原因となるのではなく, 応力が作用している間に生じるクリープが主役となる場合の時間依存性高温疲労を繰返し応力クリープと称した。したがつて繰返し応力クリープにおいては, すべり帯のつき出しや入り込みによるき裂発生機構に代わつて粒界すべりの往復運動による粒界き裂あるいはボイド発生が代表的な機構となると考えられ, き裂伝ばにおいてもき裂先端近傍の繰返し塑性変形挙動が特徴ではなく, き裂先端近傍におけるクリープ速度が重要な支配力学因子となるところに特徴がある。したがつてき裂開閉がき裂伝ばの必要条件ではない。一方, クリープ速度は通常, 応力および温度の関数であるが, 繰返し応力クリープの場合, 最大応力あるいは応力振幅が一定であつても応力波形や周波数によつて変化するのが普通である。

図 13⁵⁾は, 316 テステンレス鋼のクリープき裂伝ば試験

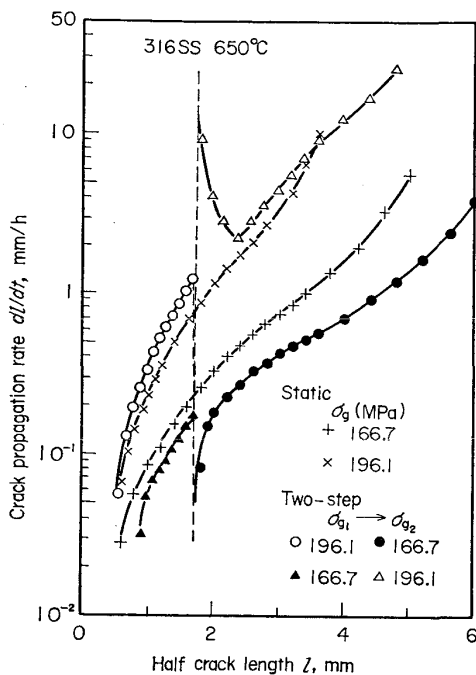


図13. 316 ステンレス鋼のクリープき裂伝ば速度に及ぼす応力変動の影響⁵⁾.

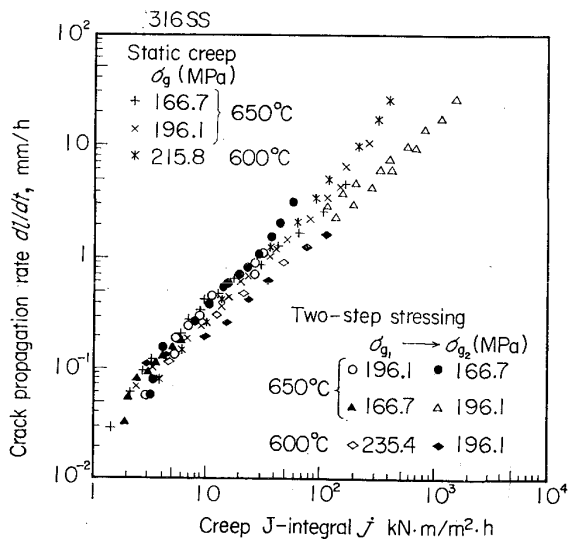


図14. 図13の実験結果をクリープJ積分 $\dot{J}$ で整理すると1本の直線で表されることを示したものの⁵⁾.

において途中で応力を変化させた場合のき裂伝ば速度の変化を示している。すなわち、応力を増加させると(▲→△)その直後にき裂伝ば速度の急増が生じ、しばらくの間一定応力の静クリープの場合(×印)より伝ば速度が速い。逆に応力を低下すると(○→●)その直後に急減し、徐々に静クリープの伝ば速度(+印)に近づく。このような応力変動に伴うき裂伝ば速度の急変はき裂先端近傍のクリープ速度の急変に起因していると考えられる。その根拠は、(16)式中にあるき裂中央開口変位速度 $\dot{V}$ が図13と同様の变化を示し、したがってクリープJ

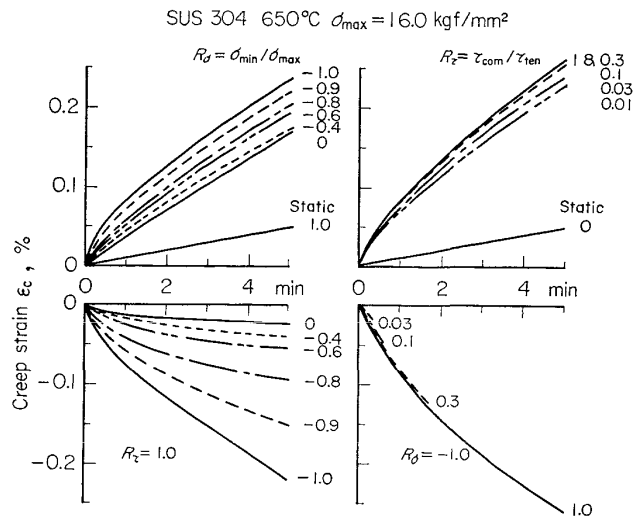


図15. 304 ステンレス鋼の高温繰返し応力クリープにおけるクリープひずみの応力比 R_σ 依存性(左図)および時間比 R_t 依存性(右図)⁴¹⁾.

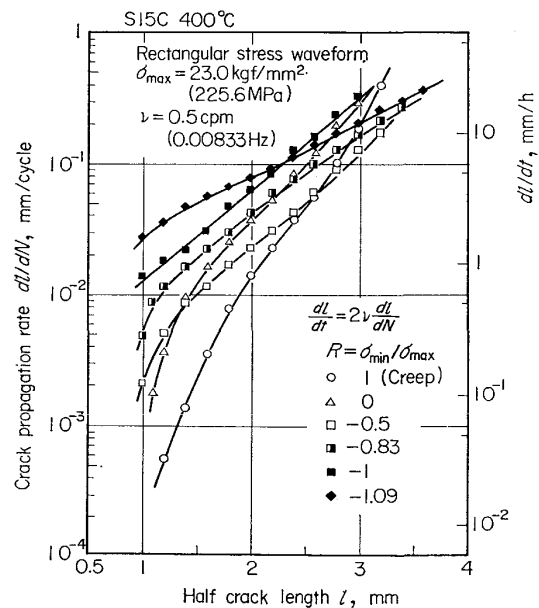


図16. 0.16%炭素鋼の繰返し応力クリープき裂伝ば速度におよぼす応力比の影響⁴²⁾⁴³⁾.

積分 $\dot{J}$ が応力変動によつて同程度に変化することにある。この $\dot{J}$ をとつて図13のき裂伝ば速度を整理すると、図14⁵⁾のように、応力変動時の過渡的な伝ば速度も含めてほぼ1本の直線で表すことができる。

このような応力変化が繰り返される繰返し応力クリープの場合には、クリープ速度およびき裂伝ば速度はどうなるか。図15⁴¹⁾は304 ステンレス鋼、650°C、最大引張応力 $\sigma_{\max} = 16 \text{ kgf/mm}^2$ 一定の方形波状応力の繰返しによる引張および圧縮サイクルの定常化したクリープ曲線を示したものである。特に左側上下の図は応力比 $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ の影響を明らかにしたものであつて、引張方向のクリープ速度は $R_\sigma = -1$ (両振り)が最

も大きく、 $R_\sigma=0$ (片張り) になるとかなり小さくなるが、いずれも静クリープ ($R_\sigma=1$) にくらべると数倍大きい。

図 16⁽⁴⁰⁾⁽⁴²⁾は、0.16% 炭素鋼の繰返し応力クリープにおけるき裂伝ば速度に対する応力比 R の影響を示している。最大引張応力および周波数は同一で、圧縮応力の値のみ異なる。図 15 のクリープ速度と同様、静クリープにくらべて繰返し応力の場合に大きなき裂伝ば速度を示し、かつ圧縮応力の大きさが増す (両振りに近づく) ほど伝ば速度が加速する傾向にある。これは、一見クリープ・疲労相互作用における疲労の影響のようにも思えるが、実際はそうではなく、き裂先端近傍のクリープ速度の増加に起因していることが示されている⁽⁴⁰⁾⁽⁴³⁾。疲労の場合もき裂伝ば速度におよぼす応力比の影響は認められるが、一般にはこのような顕著な影響はない。なお、図 16 における $dl/dt-l$ の片対数線図の傾きは (15) 式のクリープ指数 α の大きさに関係し、 α が大きいほど線図が急勾配となるという解析結果⁽⁴⁴⁾を得ている。これによれば、静クリープより繰返し応力クリープの方が、また片張りより両張り応力の方が応力指数 α の値は小さくなるようである。

この他、図 15 右側には両振り方形波状応力における 1 サイクル当たりの引張応力と圧縮応力の負荷時間比 $R_\tau = \tau_{\text{com}} / \tau_{\text{ten}}$ の影響を示している。このようなクリープにおける応力繰返しの効果は高温における材料の組織回復 (動的回復) によるものであつて、このクリープ (高温低速変形) に顕著にみられる回復機構が繰返し応力クリープの場合には応力変化に伴って非定常的に顕著に現れるところに疲労の場合にはほとんど認められない上記のような特性を示す原因がある。したがって、繰返し応力クリープのき裂伝ばや破損寿命には応力あるいはひずみ波形の影響が認められて当然である。また、温度あるいは温度波形の影響があることも当然予想できる。

3.3 ひずみ波形効果および温度効果

図 8 (b) の $\Delta\epsilon_{cc}-N_{cc}$ 線図および図 12 の $dl/dN-\Delta J_c$ 線図には応力 (あるいはひずみ) 波形や温度の影響がほとんど認められない。それは、すでに述べたように、図 10 の $\dot{\epsilon}-t_r$ 線図および図 11 の $dl/dN-\dot{J}$ 線図にそれらが大きな影響を及ぼさないからである。しかし線図の位置や傾きを変えない ($\dot{\epsilon}$ 対 t_r あるいは dl/dt 対 $\dot{J}$ の一価関係が不変である) だけであつて、波形や温度によつて t_r あるいは dl/dt が変化し、かつそれと同程度に $\dot{\epsilon}$ あるいは $\dot{J}$ が変化する。換言すれば、クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ やクリープ J 積分 $\dot{J}$ の応力および温度依存性とクリープ破断時間の逆数 $1/t_r$ やき裂伝ば速度 dl/dt のそれらとがほぼ等しいことを物語っている。ただし、図 10 に認められるように $\dot{\epsilon}_{\min}$ と $1/t_r$ とは必ずしも比例しないこと、図 9 に示されているように大気中と真空中とで $\Delta\epsilon_{cc}$

$-N_{cc}$ 関係が異なることなど、クリープ変形と破壊の律速過程の相違⁽³⁰⁾⁽⁴⁵⁾がかなり明確に現れる場合もある。

波形効果に関する検討の一つとして、前述のひずみ範囲分割法における pc 型疲労および cp 型疲労が挙げられる。pc 型疲労とは、図 8 (c) のように引張方向に非時間依存性塑性ひずみを短時間内に発生させ、続く圧縮方向へはクリープひずみを長時間かけて生ぜしめる繰返し変形を与えた場合の低サイクル疲労であつて、この場合の非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{pc}$ とこれに対応する破損寿命 N_{pc} の間には

$$\Delta\epsilon_{pc} N_{pc}^{\beta_{pc}} = C_{pc}, \quad \beta_{pc}, C_{pc}: \text{材料定数} \quad \cdots (20)$$

なる関係が成立するとされている。図 8 下方の (c) をみると、引張時 315°C、圧縮時 705°C の 2 段温度変動のデータも含まれており、705°C あるいは 815°C 一定温度下のデータと (20) 式の関係が変わらないことがわかる。図 9 では温度依存のないことのみならず、大気中と真空中とで同一の関係が得られることが示されている。また、(20) 式の $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ 関係は (9) 式の $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ および (10) 式の $\Delta\epsilon_{cc}-N_{cc}$ 関係と異なる寿命関係を示す。

一方、cp 型疲労とは、図 8 (d) に模式的なヒステリシスループを示すとおり、pc 型疲労とは引張例と圧縮側が反対の関係にある疲労であつて、この場合には

$$\Delta\epsilon_{cp} N_{cp}^{\beta_{cp}} = C_{cp}, \quad \beta_{cp}, C_{cp}: \text{材料定数} \quad \cdots (21)$$

なる関係が得られる。引張時高温、圧縮時低温の 2 段温度変動低サイクル疲労試験結果も (21) 式で表わされている。図 9 では、この場合も雰囲気の影響が認められていない。また、(21) 式の関係は他の 3 者の関係のいずれとも異なり、多くの場合最も低寿命側を示す関係である⁽²³⁾⁽²⁶⁾のが特徴的である。なお、図 9 の pc 型および cp 型疲労試験は高速引張-低速圧縮および低速引張-高速圧縮の鋸歯状三角ひずみ波形を用いて行われたものであり、他にも同様な鋸歯状波形による実験が行われており、やはり低速引張-高速圧縮波形による cp 型疲労が最も低寿命側にくることを示している^{(27)(46)~(48)}。

これら pc 型および cp 型疲労を前述の pp 型および cc 型疲労と区別し、比較することは、ひずみ保持効果、特に引張側ひずみ保持の場合に対称三角形ひずみ波形の場合にくらべて寿命が低下することなど、引張方向と圧縮方向とで変形が類似であるか、あるいは塑性変形とクリープ変形のように異なるかによつて損傷が相違することを明らかにするのに有効である。たとえば、き裂の発生状況を調べた 304 鋼 (図 9) に関する報告⁽²⁴⁾によれば、pp 型、cc 型ともに試験片表面にき裂が発生するのに対し、pc 型および cp 型は内部にも発生し、pc 型ではネッキングによる引張破断に類似し、cp 型では多数の粒界き裂が合体成長する。同種の鋼に関する同様な観察結果は他にもある⁽⁴⁸⁾。また、304 鋼の 700°C 真空中での疲労における粒界すべりの観察によれば⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾、低速引張-低速圧縮の cc 型疲労 (繰返しクリープ) では粒

界すべりの蓄積がほとんど認められないのに対して、高速引張-低速圧縮の pc 型では圧縮方向へ、低速引張-高速圧縮の cp 型では引張方向へしだいに粒界すべりが蓄積して行き、それが粒界破壊を容易にしているようである。

以上のような観察結果によつて推測できることは、まずは破壊は各サイクルの引張方向変形に支配される面が強く、よつて pc 型疲労は pp 型疲労と、cp 型疲労は cc 型疲労と類似点が多いことである。巨視き裂伝ばに関してはこの類似性がかかなり強く、pc 型波形では pp 型と同一の伝ば則：(4)式が得られ、cp 型波形では cc 型と同一の(19)式が得られるもののようである⁵¹⁾。ただし、この場合にも圧縮方向変形は次に生じる引張方向変形に影響を及ぼし、それが破壊をも左右するという圧縮方向変形の間接的寄与はある。しかしながら平滑材においてこれら4種類の疲労の寿命および破壊様式が異なるということは、き裂の発生および微小き裂の成長過程においては圧縮方向変形が圧縮時に直接破壊を生ぜしめるが、あるいは引張時の破壊に巨視き裂伝ばとは異なつた寄与をするが、いずれかが考えられるが、これ以上の詳細は不明である。

なお、熱疲労に関して、降温時引張-昇温時圧縮の out-of-phase 熱疲労が高速引張-低速圧縮の pc 型疲労と、反対の in-phase 熱疲労が cp 型疲労と、繰返し変形挙動、破損寿命、破壊形態において対応関係のあることは最近明らかにされており¹⁾⁵²⁾、熱疲労における温度繰返し効果が寿命に及ぼす影響は2次的であると考えられる。

4. クリープ・疲労相互作用

ASME Code Case 1592(N-47) にも採用されている線形累積損傷則：

$$\Sigma(t/t_r) + \Sigma(N/N_f) = 1 \quad \dots\dots\dots (22)$$

にもとづいて高温低サイクル疲労寿命を推定すると、かなりの誤差が生じる場合があり、実際には(22)式の右辺が2ないしそれ以上になるばかりでなく、0.5 ないしはそれ以下になる場合のあることが指摘されている⁵³⁾。結論的にいえば、0.5~2 の範囲であれば少なくとも設計段階での寿命推定法として精度を云々すべき大きな問題ではなく、また基礎データのばらつきを考慮すればより精密な推定は容易でない。むしろ、上式にもとづけば右辺の値が10以上あるいは1/10以下になる場合があるかどうか、どのような場合にそうなるのか、が問題である。

前章の図16に示したように、繰返し応力クリープき裂の中には静クリープき裂より伝ば速度が10~100倍程度加速される場合がある。同程度の加速が304ステンレス鋼の間欠負荷クリープにおけるき裂伝ばに認められることが報告されている⁵⁴⁾。これらの場合は明らかに

上記(22)式の右辺は1/10~1/100となる。このことは、一般にクリープ損傷 $\Sigma(t/t_r)$ を求めるのに静クリープの応力-破断時間曲線にもとづく t_r を用いることに大きな誤差を生じる原因があるのであつて、クリープ・疲労相互作用が顕著に生じて(22)式の線形和が成立しなくなると判断するのは早計である。事実、前記のクリープき裂伝ばについてはすでに述べたとおり、応力繰返しによつてクリープJ積分 $\dot{J}$ の値も同程度に増加するため、 $dI/dt - \dot{J}$ 関係は静クリープのそれと一致する。したがつて、応力を基準としない破断寿命関係、たとえばクリープ速度基準の(11)式、それと類似のひずみ基準の $\Sigma(\epsilon_c/\epsilon_f)$ を用いるためのクリープ曲線、またはひずみ範囲基準の(10)式、などを用いてクリープ損傷を求める方がより正確といえよう。さらに、(9)、(10)、(20)および(21)式の関係を用いて

$$1/N_f = 1/N_{pp} + 1/N_{cc} + (1/N_{pc} \text{ or } 1/N_{cp}) \quad \dots (23)$$

$$\text{ただし, } \Delta\epsilon_m = \Delta\epsilon_{pp} + \Delta\epsilon_{cc} + (\Delta\epsilon_{pc} \text{ or } \Delta\epsilon_{cp})$$

なる線形累積損傷則によつて寿命 N_f が推定できるとするひずみ範囲分割法²¹⁾²²⁾も同じ考え方であり、前章に述べたことから推察して(23)式はより精度の高い推定値を与える可能性がある。

ただ実際問題としては、応力基準ではなく、クリープ速度あるいはクリープひずみ基準の基礎データにもとづいてクリープ損傷を推定するためには、繰返し応力クリープの変形解析が必要であり、かなりの手間と計算上の問題点が生じる。この点については疲労損傷を評価する場合でも(1)式あるいは(2)式を用いるのに弾塑性解析を要するという点で変わらない。いずれにしても高温強度と材料の非線形性とは密接な関係がある以上⁴²⁾、非弾性解析をさけることはできず、そのための熱弾塑性クリープ構成方程式を得るための適切な繰返し熱弾塑性クリープ変形試験を行うことが必要と考えられる。

次に、上記(22)あるいは(23)式の線形累積損傷則そのものの妥当性について簡単にふれる。一例にすぎないが、クリープ・疲労重畳条件下(図7、 $\nu \cong 1$ cpm の条件)では、S15C 鋼の場合はディンプルストライエーション混合、SUS 316 鋼の場合は粒界フェセット-粒内ストライエーション混合の破面を呈している⁴⁾。このようなクリープと疲労の混合破面は各サイクルで同時に生じ、き裂伝ば速度はクリープと疲労の伝ば速度の線形和となるのか。あるいは材料内の場所によつて破壊形態が異なり、全体の平均き裂伝ば速度としてはどちらか先行する方によつて支配されるのか、の相違は不明である。ただし、このような重畳下のき裂伝ば試験において、クリープあるいは疲労いずれか一方のき裂が他方のき裂の伝ば速度を2倍以上加速ないしは減速させるようなことがない、ということを明らかにしている¹²⁾。この点では少なくとも裂き伝ば過程で線形累積損傷則が成立するとして取り扱つてよい。

5. お わ り に

高温における疲労の力学的特性を述べた。ただし、クリープ的特徴を示す時間依存性疲労を繰り返し応力クリープ、室温疲労的特徴を示す非時間依存性疲労を疲労と称し、通常の高温疲労はこれら2者のうちのいずれか支配的な方に近似される現象であるとの見方で説明した。このような見解は平滑材の高温低サイクル疲労に関するMANSONらのひずみ範囲分割法による検討ならびに疲労き裂伝ばに関する筆者らの破壊力学的検討の結果にもとづいているが、今日まだ一般に認められるには至っていない。たとえば、材料の変形挙動と破壊強度の間に一対一応があるとみなすこと、繰り返し応力クリープと疲労を画一的に区別すること、繰り返し応力クリープを温度や応力波形に無関係に整理すること、などには問題があるから、まだ検討の余地が残されている。しかし、高温疲労設計のためのみならず、高温強度の諸現象を整理し、その力学的挙動を明らかにするためには、本文のような見方に立つて検討するのも一方法と思われる。また、高温強度に及ぼすひずみ時効、時効、雰囲気、経年劣化など金属組織学的・化学的因子の影響を明らかにするためにも、これら因子による時間依存性と純粋なクリープによるそれとを分離し、影響因子独自の効果を検討する方が理解し易い。

従来的高温低サイクル疲労試験は大部分が変位制御対称三角ひずみ波形で行われ、温度および周波数領域に限度があつた。金属材料技術研究所では国産金属材料の高温疲労データをできる限り広い試験条件で得ようと計画が進められている^{55) 56)}。他方、まず基礎研究の分野で興味あることは、低サイクル疲労でも高温の場合には1 Hz以上の高周波数でpp型疲労試験を行い、室温低サイクル疲労と比較することである。さらに実際問題として最も重要であり、検討を要するのは、長時間の繰り返し応力クリープ(cc型あるいはcp型疲労)である。ところがこの長時間データを電気・油圧サーボ疲労試験機によつて直接求めるのにはかなりの経費と労力を要し、現在では不可能に近いので、レバー式クリープ試験機によつて長時間繰り返し応力クリープ試験を実施してはどうかと考えられる。この実験によつて図10のような静クリープと同様の関係が成り立つことおよびその関係に及ぼすクリープ・ラッチェティングの影響が確かめられれば、従来の長時間クリープおよびクリープ破断データ⁵⁷⁾を利用して両振りひずみの繰り返し応力クリープの損傷を推定することが可能となると考えられる。

文 献

- 1) 大谷隆一, 藤野宗昭: 第25回材料強度と破壊国内シンポジウム論文集(1980), p. 47 [材料強度学会]
- 2) S. S. MANSON and W. F. BROWN: ASTM

- STP 260 (1959), p. 65
- 3) M. O. SPEIDEL: High Temperature Materials in Gas Turbines, ed. by P. R. SAHM and M. O. SPEIDEL, (1974), p. 207 [Elsevier Sci. Pub.]
- 4) R. OHTANI: Int. Conf. on Engineering Aspects of Creep, I. Mech. E., Sept. 1980, Sheffield Proc, 2, p. 17 [I. Mech. E.]
- 5) S. TAIRA, R. OHTANI, and T. KOMATSU: Trans. ASME, J. of Engng. Mat. & Tech., 101 (1979), p. 162
- 6) N. E. DOWLING: ASTM STP 601 (1976), p. 19
- 7) 平 修二, 田中啓介, 小川 茂: 材料, 26 (1977), p. 93
- 8) S. TAIRA, K. TANAKA, and T. HOSHIDE: Proc, 22nd Japan Cong. on Mat. Res., Soc. Mat. Sci., Japan, (1979), p. 123
- 9) L. F. COFFIN: Metal. Trans., 3 (1972), p. 1777
- 10) L. F. COFFIN: ASTM STP 520 (1973), p. 5
- 11) L. A. JONES: ASTM STP 513 (1972), p. 218
- 12) 平 修二, 大谷隆一, 北村隆行, 山田勝彦: 材料, 26 (1979), p. 414
- 13) H. D. SOLOMON: Metal, Trans., 4 (1973), p. 341
- 14) H. D. SOLOMON and L. F. COFFIN: ASTM STP 520 (1973), p. 112
- 15) 志賀正男, 佐々木良一, 幡谷文男, 栗山光男: 材料, 28 (1979), p. 407
- 16) S. S. MANSON: NACA TN 2933 (1953)
- 17) L. F. COFFIN: Trans. ASME, 76 (1954), p. 931
- 18) S. S. MANSON: Fracture Mech., 2 (1966), p. 327
- 19) C. F. SHIH and J. W. HUTCHINSON: Trans. ASME, J. of Engng, Mat. and Tech., 98 (1976), p. 289
- 20) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎: 第16回高温強度シンポジウム前刷, (1978), p. 31 [材料学会]
- 21) S. S. MANSON: Proc. Int. Conf. on Mech. Behav. of Mat., Kyoto 1971, Special Volume, (1972), p. 5
- 22) G. R. HALFORD, M. H. HIRSCHBERG, and S. S. MANSON: ASTM STP 520 (1973), p. 658, 744
- 23) M. H. HIRSCHBERG and G. R. HALFORD: NASA TN D-8072 (1976)
- 24) 平川賢爾, 時政勝行: 材料, 28 (1979), p. 386
- 25) 平川賢爾, 時政勝行, 外山和男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 906, 916
- 26) 平川賢爾, 時政勝行: 第17回高温強度シンポジウム前刷 (1979), p. 59 [材料学会]
- 27) 桑原和夫, 新田明人, 北村隆行, 倉田正都: 同上, p. 54
- 28) 山口弘二, 金沢健二: 同上, p. 64
- 29) F. C. MONKMAN and N. J. GRANT: Proc.

- ASTM, 56 (1956), p. 593
- 30) S. TAIRA, R. OHTANI, and S. NAKAMURA: Proc. 1973 Symp. on Mech. Behavior of Mat. (1974), p. 221
 - 31) 川崎 正, 堀口正一: 機械学会論文集, 41 (1975), p. 1664
 - 32) 八木晃一, 久保 清, 田中千秋: 材料, 27 (1978), p. 955
 - 33) G. R. HALFORD: NASA TN D-6309 (1971)
 - 34) L. F. COFFIN: Proc. 2nd Int Conf. on Fracture (1969), p. 643
 - 35) S. TAIRA, R. OHTANI and T. KITAMURA: Trans. ASME, J. of Engng, Mat. & Tech., 101 (1979), p. 154
 - 36) R. OHTANI: Int. Symp. on Strength and Fracture of Structural Elements at High Temp., Moscow, Sept. 1979, Proc., 2, p. 25
 - 37) K. OHJI, K. OGURA, and S. KUBO: Proc. 1974 Symp. on Mech. Behavior of Mat. (1974), p. 455
 - 38) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP 590 (1976), p. 128
 - 39) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎: 機械学会論文集 44 (1978), p. 1831
 - 40) 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, 46-408 (1980), p. 861
 - 41) 藤野宗昭, 石川文紀, 大谷隆一: 材料, 29 (1980), p. 113
 - 42) R. OHTANI and S. TAIRA: Trans. ASME, J. of Engng. Mat. and Tech., 101 (1979), p. 369
 - 43) R. OHTANI: IUTAM 3rd Symp. on Creep in Structures, Univ. of Leicester, Sept. (1980).
 - 44) 大谷隆一, 中村貞行: 材料, 25 (1976), p. 738
 - 45) S. TAIRA and R. OHTANI: Proc. Int. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temp. Appl., Philadelphia 1973 and Sheffield 1974, (1973), Paper no. C213 [I. Mech. E.]
 - 46) 平 修二, 藤野宗昭, 高橋 務: 材料, 27 (1978), p. 434, 440
 - 47) S. TAIRA, M. FUJINO, and T. TAKAHASHI: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 179
 - 48) D. SIDEY and L. F. COFFIN: ASTM STP 675 (1979), p. 528
 - 49) 平 修二, 藤野宗昭, 吉田 稔: 材料, 27 (1978), p. 447
 - 50) M. FUJINO and S. TAIRA: Proc. 3rd Int. Conf. on Mech. Behav. of Mat., Cambridge, 2 (1979), p. 49
 - 51) 山田勝彦, 大谷隆一, 柏木隆文: 機械学会講演論文集, No. 800-11 (1980), p. 119
 - 52) 平 修二, 藤野宗昭: 材料, 27 (1978), p. 440
 - 53) R. D. CAMBELL: Trans. ASME, 93 (1971), p. 887
 - 54) 小寺沢良一, 森 時彦: 材料, 27 (1978), p. 1178
 - 55) S. YOSHIDA, K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, M. SASAKI, K. KOBAYASHI, and M. SATO: Trans. NRIM, 19-5 (1977), p. 247 [金材技研]
 - 56) 金沢健二, 山口弘二, 金尾正雄: 第 17 回高温強度シンポジウム前刷集 (1979), p. 79 [材料学会]
 - 57) 金属材料高温強度データ集, 低合金鋼編 (1972), ステンレス鋼編 (1975), 炭素鋼および鑄鉄編 (1977), (鉄鋼協会編)