クリープおよびクリープ疲労条件下での 微小き裂発生・成長と微視的ひずみ分布の関係*

荒井 正行^{*1}, 緒方 隆志^{*1}, 新田 明人^{*1}

Relationship between Microcrack Initiation and Propagation and Microstrain Distribution under Creep and Creep-Fatigue Condition

Masayuki ARAI, Takashi OGATA and Akito NITTA

Structural components operating at high temperatures in thermal and nuclear power plants are subjected to interaction of thermal fatigue and creep which results in creep fatigue damage. In evaluating the life of those components, it is important to comprehend detailed microscopic damage evolution under creep fatigue condition. We had observed continuously the growth and coalescence of cavity and microcrack on specimen surface during the test. In this study, creep and creep fatigue tests with tensile hold time were conducted on SUS304 stainless steel, with large grain size produced by a particular heat treatment, by using a high temperature fatigue machine combined with a scanning electron microscope. Microstrain distribution in the grains on the specimen surface during the test was measured by analyzing the distortion of microgrids. The grid pattern with a pitch of about 10 μm was induced by a diamond stylus on the specimen. As result, it was found that the grain deformed uniformly in a direction of stress axis under creep condition. The deformation progressed with inhomogeneous microstrain distribution under creep fatigue condition. Initiation of microcrack under creep fatigue condition was mainly related to strain concentration in the grain near grain boundaries. The microcrack under creep condition propagated after reaching a critical crack opening displacement. The crack opening displacement under creep fatigue condition was smaller than that under the creep condition.

Key Words: Scanning Electron Microscope, Creep, Creep Fatigue, Microcrack, Microstrain Distribution, Damage Mechanism

1. 緒 言

火力・原子力発電プラントで使用される主要機器・構造物では、定格運転時に生じるクリープ、ならびに起動・停止時に生じる熱応力の繰返しに伴ったクリープ疲労による損傷の累積が問題となる。このために、機器の設計、余寿命評価において機器使用中に進行する損傷を的確に評価することが重要となる⁽¹⁾。

著者らはこれまでに、実験観察から直接的に損傷を理解するという目的で、走査形電子顕微鏡(SEM)と高温疲労試験機とを組み合わせた装置を用いて試験片表面でのクリープキャビティ発生から微小き裂発生までの微視的損傷過程を観察してきた⁽²⁾⁽³⁾。この結果、ほぼ円形状を保ちながら成長したクリープ条件下のキャビティ成長挙動とは対称的に、クリープ疲労条件下において繰返し負荷の効果によりキャビティが変形を生じ、隣接するキャビティとの急速な合体を経て微小き裂が発生することが明らかとなり、繰返し負荷に伴って生じる結晶粒内ならびに粒界近傍での局所的なひずみ分布がクリープ疲労損傷進展過程に対して大きく

影響を及ぼしていることが示唆された。

クリープならびに熱疲労条件下において、結晶粒レベルで分布した微視的ひずみと損傷発生・進展との関係を明らかにするための研究がこれまでにみなされてきた。平ら⁽⁴⁾は、高温低サイクル疲労条件下での損傷発生の力学的因子を把握するために、真空焼なまししたSUS 304 鋼に対して試験片表面での応力軸方向へけがき線をけがき、破損までに数回試験を中断して光学顕微鏡によりけがき線と粒界との交点から粒界すべり量を計測しており、繰返し負荷に伴って累積した粒界すべり量と微小き裂発生との関係を明らかにしている。小幡ら⁽⁵⁾は、2024 T 6 Al 材のSEN 試験片を用いて高温クリープ条件下でのき裂先端近傍のひずみ場を計測し、伝ば経路とひずみ成分との相関関係について調べている。また、幡中ら⁽⁶⁾も高温クリープき裂伝ばメカニズムとそれを支配する力学的因子を調べるために、試験片表面に直接けがき線をけがき、クリープ試験を途中中断することによりき裂先端近傍を光学顕微鏡により写真撮影し、その格子点の移動量からひずみ分布を計測している。ただし、これらの研究では測定対象としているものが、微視的なき裂先端近傍でのひずみ場であり、さらにき裂伝ば経路と微視的ひずみ分布

* 原稿受付 1995 年 8 月 7 日。

^{*1} 正員、(財)電力中央研究所 (〒201 狹江市岩戸北 2-11-1)。

あるいはその累積量との相互関係を把握しようとするものが中心といえる。これは、き裂伝ばのための駆動力を明確にするという目的とともに、計測方法の制約によるところが大きいものと考えられる。すなわち、上述した研究で用いられている観察装置は、光学顕微鏡であるため、計測しうるゲージ長が必然的に制約され、さらに走査形電子顕微鏡(SEM)による微小格子観察においては、試験機から試験片をはずしてその変化量を観察、測定するために正確なひずみ分布の計測が困難なものとなる。

本研究では、高温疲労破壊において特徴的な1粒界長さに相当する粒界微小き裂の発生メカニズムを力学的観点から明らかにすることを目的とする。具体的には、観察状態をより明確にするために結晶粒を粗大化処理したSUS 304 鋼小形試験片を用いて、走査形電子顕微鏡の試料室内で高温疲労試験を行い、直接試験片表面に発生した微小き裂を観察するとともに微小格子の変形量を計測し、巨視的なひずみ履歴と結晶粒レベルでの微視的なひずみ分布、ならびに微小き裂進展との相互関係を明らかにする。

2. 試験片および試験方法

供試材は、表1に示された化学成分を有するSUS 304 鋼である。 $\phi 150 \times 70$ の円柱棒を1000 mm $\times$ 1000 mm $\times$ 50 mm の鋼板より試験片軸方向が圧延方向と一致するように採取し、 $T=1150^\circ\text{C}$ 、2 h 保持の熱処理後、図1に示す形状に機械加工した。熱処理により得られた試験片の平均結晶粒径は約100 μm であり、標準的な結晶粒径に比べて約2.5倍の大きさに相当する。

Table 1 Chemical composition of SUS304

SUS304									wt (%)
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	V	
0.05	0.47	0.83	0.03	0.009	9.11	18.63	0.21	0.06

Fig. 1 Miniature test specimen for testing in SEM

SEM 観察を容易にするために、観察部表面をサンドペーパー(#1000)にて研磨を施し、純水により超音波洗浄した後、塩酸(30 cc) + 硝酸(10 cc)の腐食溶液にて観察部表面をエッチングした。この後、コンピュータ制御された表面粗さ測定機のダイヤモンド圧子により微視的変形量を計測するための格子線を直接観察部表面にけがいた。代表的な微視的直交格子のSEM写真を図2に示す。格子間隔は10 μm である。

連続観察に用いた試験装置⁽²⁾⁽³⁾は、SEMと電気油圧サーボ式高温疲労試験機を組み合わせたもので、試験過程において観察部表面の損傷進行をSEMによって連続的に観察できるSEM内高温疲労試験機である。試験機は、最大荷重9.8 kN、最高使用温度1000 $^\circ\text{C}$ で、標点間10 mm内の温度分布は3 $^\circ\text{C}$ 以内となるようにしている。SEM内の真空度は約 6.7×10^{-3} Paである。伸びの測定には、専用に作製したパイケージ式高温伸び計を用いて行った。

試験温度を873 Kとし、図3に示される最大引張応力147 MPa、引張側での保持時間1 h、応力比 $R=-1$ の応力制御クリープ疲労試験、ならびに同温度下で147 MPaのクリープ試験を実施した。なお、クリープ疲労試験においては、繰返し数 $N=472$ から手動にて1サイクル中で17回、応力を保持して微小き裂のSEM観察を実施した。

Fig. 2 Micro square grid on the specimen surface

Fig. 3 Creep fatigue condition

3. 微視的ひずみ分布の計測方法

クリープにおいては荷重負荷中、クリープ疲労においては繰返しごとの保持中で撮影された SEM 写真 (500 倍) と試験開始前に撮影された SEM 写真とから、以下の手順に従って微視的ひずみ分布を計測した。

(1) 直交座標系 (x, y) を設定する。ただし、本研究では図 4, 5 において O 点を座標の原点とした。

(2) この系を基準として試験開始前の無応力状態に対する SEM 写真から格子点の座標 $(X_i(0), Y_i(0))$ をあらかじめ計測する。ここで、下添字 i は各格子点の番号に相当しており、 $i=1 \sim N$ である。

(3) 試験中断ごとに直交座標系に対する各格子点座標 $(X_i(T), Y_i(T))$ を計測する。

(4) 各格子点の移動量を次式に基づいて算出する。

$$\begin{aligned} u_i &= X_i(T) - X_i(0) \\ v_i &= Y_i(T) - Y_i(0) \end{aligned} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 u_i は x 方向変位成分、 v_i は y 方向変位成分をそれぞれ表す。

(5) 直交座標 (x, y) での変位成分を式 (1) により得られた変位成分から内挿近似して求める。すなわち、 (x, y) を中心とした半径 R 内のすべての u_i, v_i から変位曲面 S_x, S_y を求めることにより中心点 (x, y) での各変位成分を求める。

このために、 x_i, y_i に対する変位曲面 S_x, S_y を次式の二次の多項式で表現する。

$$S_x = A_1 + A_2x_i(0) + A_3x_i(0)^2 + A_4y_i(0) + A_5y_i(0)^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$S_y = B_1 + B_2x_i(0) + B_3x_i(0)^2 + B_4y_i(0) + B_5y_i(0)^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

式 (2), (3) 中の未知定数 A_m, B_m は、

$$\sum_{i=1}^N |u_i - S_x| \approx 0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$\sum_{i=1}^N |v_i - S_y| \approx 0 \quad \dots\dots\dots (5)$$

を半径 R 内で満足するよう決定する。本研究では A_m, B_m の解を得るために準ニュートン法を用いた。ここで、下添字 m は $m=1 \sim 5$ である。

得られた A_m, B_m を用いて、直交座標 (x, y) に対する変位曲面 S_x, S_y は、

$$S_x = A_1 + A_2x + A_3x^2 + A_4y + A_5y^2 \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$S_y = B_1 + B_2x + B_3x^2 + B_4y + B_5y^2 \quad \dots\dots\dots (7)$$

となる。

(6) このようにして得られた各直交座標 (x, y) に対する変位曲面 S_x, S_y より各変形こう配

$$\frac{\partial S_x}{\partial x}, \frac{\partial S_x}{\partial y}, \frac{\partial S_y}{\partial x}, \frac{\partial S_y}{\partial y}$$

を計算する。

(7) これらの変位こう配を次式に与える Green のひずみ成分に代入することにより各ひずみ成分を算出することができる。

$$\epsilon_x = \frac{\partial S_x}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial S_x}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial S_y}{\partial x} \right)^2 \right] \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$\epsilon_y = \frac{\partial S_y}{\partial y} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial S_x}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial S_y}{\partial y} \right)^2 \right] \quad \dots\dots\dots (9)$$

$$\begin{aligned} \gamma_{xy} &= \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial S_x}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial S_y}{\partial x} \right)^2 \right] \\ &+ \frac{1}{2} \left[\frac{\partial S_x}{\partial x} \frac{\partial S_x}{\partial y} + \frac{\partial S_y}{\partial x} \frac{\partial S_y}{\partial y} \right] \quad \dots\dots\dots (10) \end{aligned}$$

(8) 式 (8)~(10) の各ひずみ成分より、必要に応じて相当ひずみ、主ひずみ等を算出する。

(9) (3)~(8) の手順を試験中断ごとに実施する。

4. 試験結果と考察

4・1 表面全体の変形・損傷過程の連続観察 クリープ条件下において、粒界すべりならびに粒変形が顕著であった結晶粒に対する変形・損傷過程の連続観察結果を図 4 に示す。図 4 からクリープ条件下において、結晶粒はほぼ一様に応力軸方向へ変形していることがわかる。また、他の比較的小きな結晶粒変形においては、隣接した結晶粒の影響を受けて粒の回転運動も見受けられた。

粒内では図中 A 部の粒界近傍で fold (起伏) を生じていた。これは、粒界三重点により粒内での変形が拘束されて生じたものと考えられる。一方、高温クリープ抵抗を減少させる原因の一つであると考えられる粒界すべりについては、B 部に示される応力軸に対してほぼ垂直な粒界において “Grain boundary sliding” が観察された。また、応力軸方向にほぼ平行な粒界 (図中 C 部) においてもすべりが認められたが、これは粒界方向への “Grain boundary migration” である。Grain boundary sliding と Grain boundary migration との粒界すべりの相違は、粒同志での相互すべりと粒界変形とで分類されており⁷⁾、このように応力軸と粒界との角度によって粒界すべりの形態が大きく異なることは興味深い。ただし、このような粒界すべりと微小き裂の発生との明確な相関関係については本観察結果からは直接認められなかった。

表面での損傷進展については、264 h で 1 結晶粒長さの微小き裂が発生していた。以後、これらの微小き裂は時間の経過とともに開口し、隣接する粒界へ伝ば

する様子が観察された。

図5にクリープ疲労条件下における連続観察結果を示す。クリープ疲労においては、同応力でのクリープ条件下ほどには応力軸方向への結晶粒の変形量が著しくなかった。これは引張・圧縮応力による繰返し負荷の影響によるものと考えられる。また、先のクリープ試験に比べて粒界すべりもほとんど生じておらず、さらに粒内においても fold といった著しい拘束変形は観察されなかった。

表面での損傷進展については、応力軸方向への結晶粒の変形量が著しくないにもかかわらず、159 h にお

いてすでに粒界で微小き裂が発生していた。その開口量はクリープ条件下ほどに著しいものではないが、繰返し負荷に伴って隣接する粒界へ伝ばしていく様子が観察された。

以上の観察より得られた変形過程を定量的に把握するために、粒内変形、粒界すべり、き裂開口により生じたひずみ成分が全ひずみに占める割合を調べることとした。このために、観察結果に対して応力軸方向に平行な線を引き、その線上の平均的な軸方向ひずみ量について計測した。ただし、4.1節におけるひずみ量の算出は、簡便のために、

Fig. 4 Grain deformation process in creep condition

Fig. 5 Grain deformation process in creep fatigue condition

- (1) 粒内変形に対するひずみ成分

$$\varepsilon_g = \sum_{i=1}^n \frac{l_i - l_0}{l_0} \dots\dots\dots (11)$$

- (2) 粒界すべりに対するひずみ成分

$$\varepsilon_{gs} = \sum_{i=1}^n \frac{u_i \sin \theta_i}{l_0} \dots\dots\dots (12)$$

- (3) き裂開口に対するひずみ成分:

$$\varepsilon_c = \sum_{i=1}^{n-1} \frac{\delta_i \sin \theta_i}{l_0} \dots\dots\dots (13)$$

- (4) 全ひずみ

$$\varepsilon_t = \varepsilon_g + \varepsilon_{gs} + \varepsilon_c \dots\dots\dots (14)$$

から得た。ここで、 n は計測対象とされる結晶粒の数、 u_i は粒界すべり量、 δ_i はき裂開口量、 θ_i は応力軸から垂直な線と粒界との角度、 $l_0 = \sum_{i=1}^n l_{i0}$ は無応力状態での結晶粒長さ、 l_i は各粒での変形後の結晶粒長さをそれぞれ表す。

図6にクリープ条件下における任意抽出した二つの線上(Line A, Line B)での各ひずみ成分の時間的変化を示す。全ひずみは線形的に増加し、巨視的ひずみとほぼ一致していることがわかる。さらに全ひずみに対して各ひずみ成分の占める割合について注目すると、粒内で生じたひずみがその割合の多くを占めており、約300 h以降では粒界き裂の開口が開与し、これによって全ひずみが増加していることがわかる。また、粒界すべりについては、約100 hという比較的初期から生じているが、全ひずみに対する割合は極めて低く、さらに他の結晶粒界においても同様なすべりを一様に生じているわけではなかったため、粒界すべりの割合は無視してよいものと考えられる。

クリープ疲労条件下における任意抽出した二つの線上(Line C, Line D)での各ひずみ成分の時間的変化を図7に示す。クリープ疲労において生じる全ひずみ値は全体的にクリープに比べて約1/2と低く、ある繰返し数においては圧縮ひずみを生じている。また、クリ

Fig. 6 Change in total strain under creep condition

ープ条件下においては巨視的なクリープひずみと微視的なひずみ挙動との間で明確な対応が見受けられたが、クリープ疲労条件下においては巨視的なひずみ値との対応が見受けられず、結晶粒ごとに微視的なひずみ挙動が異なることが特徴的といえる。すなわち、ある結晶粒(Line C上の結晶粒)において巨視的なひずみに比べて過大な引張ひずみの累積が生じる一方で、他の結晶粒(Line D上の結晶粒)においては圧縮ひずみが形成され、これらの平均が巨視的なひずみにほぼ一致するという形態をとって変形が進行している。

一方、全ひずみに占める各ひずみ成分の割合について注目すると、クリープ疲労においてもクリープと同様に粒内ひずみの割合がその多くを占めているが、繰返し数の初期からき裂開口も関与してくる。なお、粒界すべりはほとんど生じていないため、クリープと同様に全ひずみに対してこの成分は関与しない。

4・2 結晶粒内での微視的ひずみ分布 3章で述べた微視的ひずみ分布の計測方法に従って、クリープならびにクリープ疲労条件下における結晶粒内でのひずみ分布を計測した。なお、4・1節の観察結果から、“Grain boundary sliding”ならびに“Grain boundary migration”現象を考慮して、粒界を変位不連続境界として考えて、それぞれの結晶粒に対して個別にひずみ解析を行った。

図8にクリープ条件下における軸方向のGreenひずみ ε_v に関する結晶粒内での等ひずみ分布を示す。図8より、試験時間の初期で粒内に生じるひずみは不均一な分布を呈しており、これは結晶粒の形状効果が影響を及ぼしているとともに、粒界近傍に隣接する結晶粒間での方位差による影響から複雑なひずみ分布を呈したものと考えられる。以後、試験時間の経過に伴ってひずみの再分布が生じており、試験時間の初期に比べて滑らかな分布へ移行している様子がわかる。

Fig. 7 Change in total strain under creep fatigue condition

微小き裂は、変形初期にひずみ集中が生じている粒界において優先的に発生していることがわかる。また、微小き裂伝ばはき裂先端近傍での極端なひずみ集中を受けて粒界を伝ばし、伝ば後の粒内ひずみはその影響を受けてひずみの再分布を生じている。

図9にクリープ疲労条件下における軸方向のGreenひずみ ϵ_y に関する結晶粒内での等ひずみ分布を示す。図9より、繰返し数に依存せずにひずみ分布はクリープに比べて不均一性が高いことがわかる。また、4・1節での観察結果において粒界すべりが顕著でなかったにもかかわらず、粒界近傍での相互のひずみ値は異なっていたことは興味深い。

微小き裂発生のためのひずみ値は、クリープに比べて低いもののそのひずみ集中度合いは高いようである。これは、例えば図8の321時間におけるA部でのひずみ値に比べて、図9の159時間におけるき裂発生

のためのひずみ値が相対的に低いことと、粒界近傍でのひずみこう配が大きいことによる。一方、微小き裂伝ばにおいては、クリープと同様にき裂先端近傍でのひずみ集中により伝ばしている。

4・3 結晶粒界近傍での微視的ひずみの変化 図10にクリープ条件下におけるある粒界をまたいだ垂直方向の平均ひずみ値(このときのゲージ長は約20 μm に相当)の時間的変化を示す。図10より、平均ひずみ値は試験時間の経過とともに線形的に増加し、隣接した粒界へ微小き裂が伝ばした約300 h以降からは加速的な増加挙動を呈していることがわかる。ここで、同平均ひずみを粒界はく離ひずみと考えれば、対象としている粒界では約0.17が微小き裂を発生させるためのはく離ひずみとして必要とし、約0.36で隣接した粒界へ微小き裂が伝ばしたものと見える。すなわち、発生した微小き裂が周囲の微視組織を打破して伝ばするための限界ひずみには約0.2を要している。ただし、この限界ひずみ値は微視的組織の影響によって粒界ご

Fig. 8 Contour plots of Green strain in creep condition

Fig. 9 Contour plots of Green strain in creep fatigue condition

とにばらつくことが予想され、このような微小き裂が1結晶粒界長さ以上へ伝ばするには、二つ以上の結晶粒界の影響から多数の結晶粒の影響を打破するための力学的法則、すなわち破壊力学による巨視的な力学的支配領域へと変遷していくものと推測される。

一方、クリープ疲労条件下におけるある粒界をまたいだ垂直方向の平均ひずみ値の時間的変化を図11に示す。クリープにおいて単調に増加したはずの離れひずみは、クリープ疲労においてはそれと異なった挙動を呈していることがわかる。すなわち、4・2節において見受けられた繰返し負荷の効果が粒内での不均一なひずみ分布となって現れたのと同様に、粒界近傍においても同様のひずみ変動が生じていることがわかる。さらに微小き裂発生までは離れひずみ値は、クリープに比べて極めて小さい。

クリープ疲労においては、検出するひずみ量が小さいため、 $N=472$ サイクルにおいて比較的大きく開口している微小き裂を対象として、手動により図12に示すような17箇所の位置で観察のために応力を5秒間保持し、2サイクル間にわたる微小き裂の開閉口量

を計測し、繰返し負荷が粒界へ与える影響を調べることとした。

図13に得られた結果を示す。図13には、比較のために二つの異なった微小き裂について併記している。粒界長さ等の影響によりおのおの微小き裂の開閉口量が大きく異なるために、ここでは $N=472$ サイクルで計測された開閉口量によりすべての計測された開閉口量を正規化したものを用いた。図13中の微小き裂Aに注目すると引張応力負荷によりき裂が開口し、後続の応力保持中に生じたクリープひずみによりさらに開口していることがわかる。保持終了後に続く圧縮応力により引張応力で開口した量はほぼそのまま減少しており、このような傾向がそのまま次のサイクルでも生じた。また、微小き裂Bについても微小き裂Aに比べて相対的な開閉口量には差があるものの、1サイクル中での微小き裂の開閉口挙動は同様であることから、上述した開閉口挙動はクリープ疲労条件下において一般的な傾向を示しているものと思われる。

以上の結果から、クリープ疲労条件下での繰返し負荷による微視的損傷への影響は以下のように考えられる。

- (1) 引張・圧縮応力の繰返し負荷により、粒内で

Fig. 10 Change in average strain near grain boundary under creep

Fig. 12 Observational position during one cycle near microcrack

Fig. 11 Change in average strain near grain boundary under creep fatigue

Fig. 13 Change in microcrack opening displacement during one cycle

不均一なひずみ分布が生じ、ある結晶粒では巨視的なひずみに比べて過大な引張微視ひずみが生じることで繰返し数の初期で粒界近傍でのひずみ集中により微小き裂が発生した。

(2) 保持中でのクリープひずみの累積により微小き裂が開口し、微小き裂先端でのひずみ集中を受けて伝ばした。

5. 結 言

本研究では、結晶粒を粗大化処理した SUS 304 鋼を対象として、走査形電子顕微鏡内高温疲労試験機によりクリープならびにクリープ疲労試験を実施した。これにより得られた結果を要約すると以下のようになる。

(1) 数結晶粒にわたる全体的な変形・損傷過程の連続観察から、クリープ条件下においては、ほぼ一様に応力軸方向へ結晶粒が変形する。一方、クリープ疲労条件下においては、繰返し負荷の影響によりクリープほどには応力軸方向への顕著な変形を生じなかったが、これはある結晶粒では過大な引張ひずみが、そして他の結晶粒では圧縮ひずみが累積し、これらの平均が巨視的なひずみにほぼ一致するという形態をとって変形が進行しているためである。

(2) おのおのの結晶粒内での微視的ひずみ分布の解析結果から、クリープ条件下では試験開始初期には不均一なひずみ分布を呈するが、試験時間の経過とともにそれらが再分布を生じ、滑らかなひずみ分布へと

変化する。また、結晶粒形状に依存した粒内でのひずみ集中を受けて微小き裂が発生していることが明らかとなった。一方、クリープ疲労条件下においては、ひずみ分布の不均一性がよりいっそう顕著であり、さらに粒界近傍において相対的に低いひずみが集中することで、微小き裂が発生していることが明らかとなった。

(3) 粒界近傍でのひずみ分布の計測から、クリープ条件下での計測対象とした粒界においては、ある限界はく離ひずみ値に達してから微小き裂が発生、開口した後、隣接する粒界へ伝ばする。一方、クリープ疲労においては、引張・圧縮負荷により不均一に分布した粒内でのひずみ集中を受けて発生するとともに、保持中でのクリープひずみを駆動力として微小き裂が伝ばすることが明らかとなった。

文 献

- (1) 荒井正行・緒方隆志、電力中央研究所調査報告, T92032 (1993).
- (2) 緒方隆志・荒井正行・新田明人, 材料, **44**, 496 (1995), 52-58.
- (3) 荒井正行・緒方隆志・新田明人, 機論, **61**, 583, A (1995), 508-515.
- (4) 平修二・藤野宗昭・吉田稔, 材料, **27**, 296 (1977), 447-453.
- (5) 小幡充男・島田平八・高橋泰隆, 機論, **49**, 442, A (1983), 668-676.
- (6) 幡中憲治・藤満達朗・井土博之・影山真, 機論, **56**, 524, A (1990), 759-767.
- (7) Watanabe T. and Davies P.W., *Phil. Mag.*, **A**, **37** (1978), 649-654.