

© 1987 ISIJ

2¼Cr-1Mo 鋼の高温低サイクル疲労強度におよぼす圧縮ひずみ保持の影響

論 文

野中 勇*・北川正樹*²・大友 暁*・和田雄作*³

Effect of Compressive Strain Holding on the Low Cycle Fatigue Strength of 2¼Cr-1Mo Steel at Elevated Temperatures

Isamu NONAKA, Masaki KITAGAWA, Akira OHOTOMO and Yusaku WADA

Synopsis :

The effect of compressive strain holding on the low cycle fatigue strength of 2¼Cr-1Mo steel was investigated at 470°C. Strain holding had generally no influence on the fatigue strength of 2¼Cr-1Mo steel, but exceptionally distinct life reduction was observed in the compressive strain holding tests at low strain range. This was considered not to be caused by the creep effects because the life reduction was not observed in the tensile strain holding tests, the value of creep damage calculated was very small and the distinct life reduction was also observed in the zero stress holding tests.

Based on the observation of the oxide film, a mechanism was proposed to explain the distinct life reduction under the compressive strain holding at low strain range. The life reduction is closely related to the acceleration of fatigue crack initiation due to the oxide cracking. The same life reduction was not observed under the tensile strain holding at low strain range because the oxide which only negative strain was applied to was not cracked and at last spalled.

Finally the fatigue life of the fast breeder reactor components was predicted on the basis of the presently proposed mechanism. Consequently the life under the compressive strain holding turned out to be 10% of that of the continuous cycling.

Key words : fast breeder reactor ; 2¼Cr-1Mo steel ; low cycle fatigue ; elevated temperature ; compressive strain holding ; oxidation.

1. 緒 言

高速増殖炉などの高温強度設計において重要な課題の一つに、クリープ疲労相互作用の評価がある。2¼Cr-1Mo 鋼はオーステナイトステンレス鋼とともに、高速増殖炉構造材料の候補材であるが、ステンレス鋼と比較して粒界すべりを起こしにくく、応力緩和も大きいため、クリープ疲労試験においてクリープの損傷を受けにくい。しかし、既存のクリープ疲労試験データはクリープ効果に着目していたため、引張ひずみ保持波が大部分を占め、さらには試験時間の制約から高ひずみ範囲のものが多かった。

最近、データ量の最も少ない低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波が顕著な寿命低下を示すことが報告され

ている。MANSON ら¹⁾ はひずみ範囲分割法を提唱する過程で、 $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ 関係[†] が最も低寿命であることを示し、BRINKMAN ら²⁾ は圧縮ひずみ保持波が顕著な寿命低下を示すことを見出した。また、寺西³⁾ や CHALLENGER⁴⁾ らはその寿命低下の原因について考察している。しかし、寿命低下の原因が金属表面の酸化にあるとしながらも、その寿命低下機構の詳細さらには、寿命評価法については明らかにされていない。

高速増殖炉などの実機においては、機器の起動、定常運転、停止の繰返しにともない、実験室の試験条件以上に、低ひずみ、長時間の圧縮ひずみ保持が予想されるた

[†] $\Delta\epsilon_{pc}$ は、圧縮過程が低ひずみ速度で引張過程が高ひずみ速度の疲労試験における非対称非弾性ひずみ成分であり、 N_{pc} は $\Delta\epsilon_{pc}$ に対応する疲労寿命成分。

昭和 58 年 12 月材料学会第 21 回高温強度シンポジウムにて発表

昭和 61 年 9 月 8 日受付 (Received Sep. 8, 1986)

* 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries, Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koto-ku, Tokyo 135)

*² 石川島播磨重工業(株)技術研究所 Ph. D. (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries, Co., Ltd.)

*³ 動力炉・核燃料開発事業団 工博 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation)

め、この寿命低下の確認と寿命低下機構の解明、さらには寿命評価法の確立は、クリープ疲労相互作用の評価以上に重要であると思われる。

2. 試験方法

供試材は高速増殖炉用 2 1/4 Cr-1Mo 鋼 (JIS 規格 SCM4) で、化学成分を Table 1 に示す。熱処理は焼ならし焼もどし (930°C×3.4 h, 空冷/720°C×5.4 h 空冷) で、720°C×8.4 h の応力除去焼なましを行った。

試験機は電気油圧サーボ制御方式で、試験片の加熱には高周波誘導装置を使用した。試験雰囲気は大気である。試験片は直径 10 mm の中実丸棒で、平行部は 30 mm である。

試験条件としては、試験温度が 470°C (わが国の高速増殖炉原型炉の設計温度) で、標点距離 25 mm の軸ひずみ制御である。制御ひずみ波形は圧縮ひずみ保持台形波 (ひずみ保持時間は 1~10 min) を主に、連続サイクル波 (ひずみ保持なし)、引張ひずみ保持台形波、および引張圧縮ひずみ保持波である。

3. 試験結果

3.1 圧縮ひずみ保持効果

制御ひずみ範囲 (最大ひずみ-最小ひずみ) と疲労寿命 (繰返し応力振幅が定常値の 75% に低下するまでの繰返し数) の関係を Fig. 1 に示す。引張ひずみ保持波

Table 1. Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.15	0.28	0.55	0.011	0.005	2.38	0.98

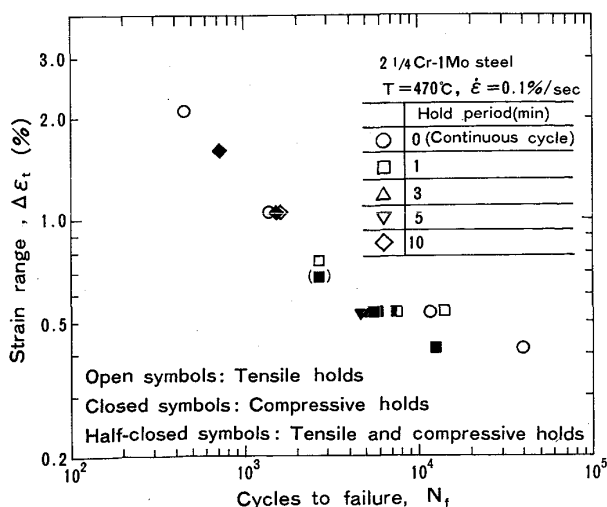


Fig. 1. Results of strain-controlled fatigue tests with various hold periods.

が連続サイクル波と比較して寿命低下を示さないのに対し、圧縮ひずみ保持波は高ひずみ領域では寿命低下を示さないものの、0.5% 以下の低ひずみ領域で比較的大きな寿命低下を示す。また、引張圧縮ひずみ保持波は圧縮ひずみ保持波にほぼ等しい寿命低下を示す。

ひずみ保持波の連続サイクル波に対する寿命低下率と制御ひずみ範囲の関係を Fig. 2 に示す。圧縮ひずみ保持波および引張圧縮ひずみ保持波が低ひずみ領域で顕著な寿命低下を示し、その寿命低下率はひずみ範囲 0.5% で 0.3 程度である。また、圧縮ひずみ保持波におけるひずみ保持時間の影響については、ひずみ範囲が 0.5% の場合、ひずみ保持時間が 1 min, 3 min, 5 min の間で寿命低下率の差は小さく、圧縮ひずみ保持による寿命低下は比較的短時間で飽和することも予想されるが、長時間保持のデータがないため明らかではない。

3.2 繰返しにともなう応力変化

Fig. 3 にひずみ範囲 0.5%, ひずみ保持時間 1 min の圧縮ひずみ保持波、引張ひずみ保持波および連続サイクル波における繰返しにともなう応力振幅 ((最大応力-最小応力)/2) の変化を示す。三者は繰返し数が 2000 サイクルまではほぼ等しい応力変化を示すが、その後、圧縮ひずみ保持波のみが急激な応力低下を示し、破断している。引張ひずみ保持波と連続サイクル波は 10 000 サイクル以後で急激な応力低下を示すが、両者はほぼ等しい応力変化を示す。応力の急激な低下期間が平滑材のき裂伝ば期間に対応していると考え、図に示すように、三者のき裂伝ば期間は 3 000~4 000 サイクルとほぼ等しいため、圧縮ひずみ保持波の寿命低下はき裂の発生が何らかの原因で早められたことによるものと思われる。

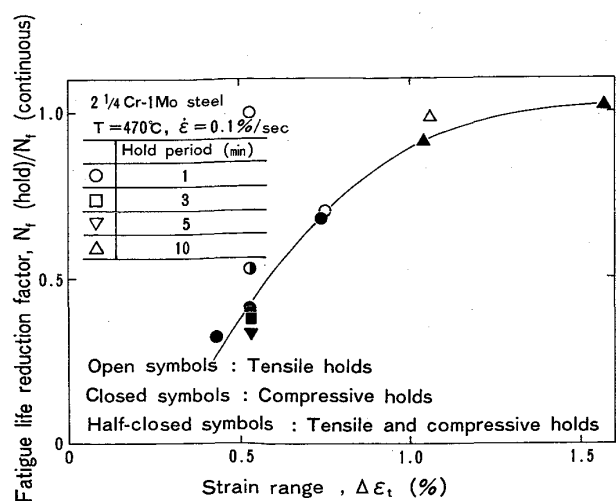


Fig. 2. Effects of hold period and strain range on the cyclic life.

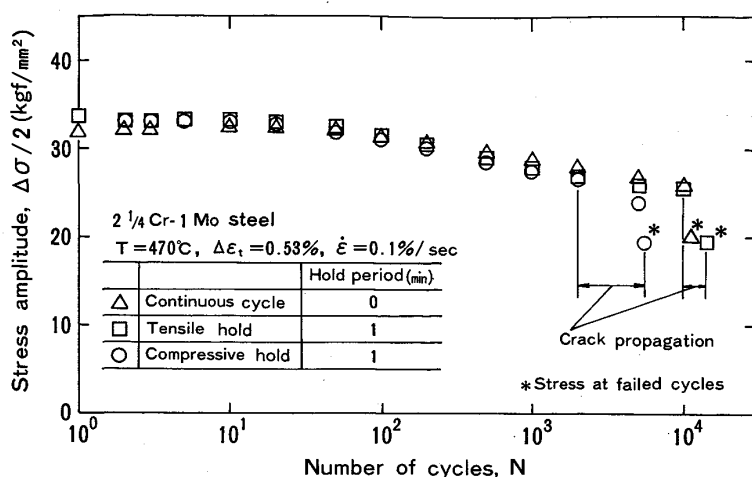


Fig. 3. Cyclic stress changes.

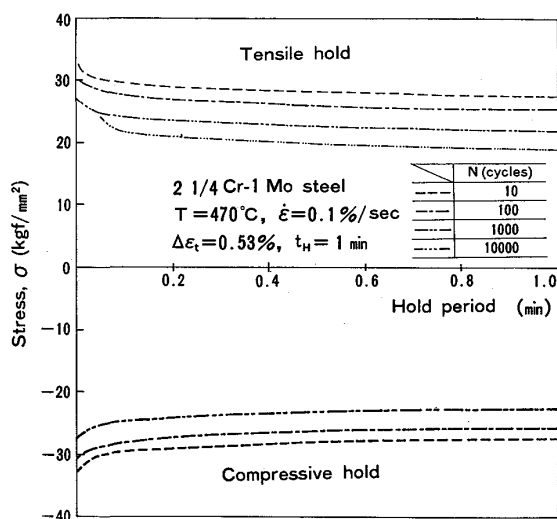


Fig. 4. Relaxation curves.

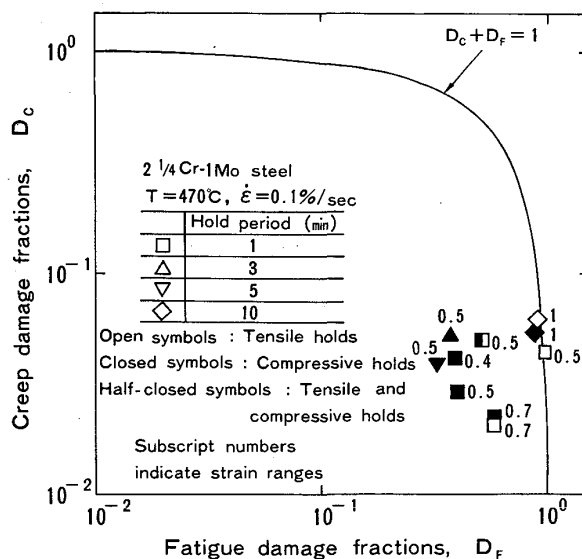


Fig. 5. Calculated creep and fatigue damages on the linear damage summation rule.

る。

3.3 線型累積損傷則による損傷計算

低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波の顕著な寿命低下の原因は、同一条件の引張りひずみ保持波が寿命低下を示さないことを考えるとクリープ効果ではないと予想されるが、このことをより明確にするために、線型累積損傷則によりクリープおよび疲労損傷を算出した。クリープ損傷はひずみ保持中の応力緩和曲線とクリープ破断曲線から求められるが、一例として、ひずみ範囲 0.5%，ひずみ保持時間 1 min の圧縮ひずみ保持と引張りひずみ保持における応力緩和曲線を Fig. 4 に示す。両者は異符号であるが、絶対値ではほぼ等しい応力緩和を示す。次に、クリープ破断曲線について、圧縮ひずみ保持の場合は圧縮クリープの破断曲線を使用するべきであるが、データがないために、引張クリープのデータ⁵⁾を代用した。

Fig. 5 にクリープ損傷率 D_c と疲労損傷率 D_f の算出結果を示す。クリープ損傷率は圧縮、引張りひずみ保持によらず、さらに、ひずみ範囲やひずみ保持時間によらず $10^{-2} \sim 10^{-1}$ で非常に小さく、低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波の顕著な寿命低下もクリープ効果によるものではないことがわかる。ちなみに、低ひずみ領域での圧縮ひずみ保持波を除いては、クリープ損傷率が非常に小さくても、疲労損傷率がほぼ 1 に等しいため、両損傷の和が 1 の時に破壊するという線型累積損傷則は有効であるが、低ひずみ領域での圧縮ひずみ保持波については、有効ではない。

3.4 無応力ひずみ保持試験

さらに、低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波の寿命低下がクリープ効果に起因するものではないことを確

認するために無応力ひずみ保持試験を行つた。Fig. 6 に試験方法と試験結果を示す。引張ひずみ保持が最大引張ひずみ時に、圧縮ひずみ保持が最大圧縮ひずみ時にひずみを保持するのに対し、無応力ひずみ保持は応力が零の時点でひずみを保持するものである。三者の破断寿命はひずみ範囲 0.5%，ひずみ保持時間 1 min の場合、引張ひずみ保持波が $N_f=14149$ サイクル、圧縮ひずみ保持波が $N_f=5489, 5782$ サイクル、圧縮過程での無応力

ひずみ保持波が $N_f=7465, 8850$ サイクル、引張過程での無応力ひずみ保持波が $N_f=6490$ サイクルであつた。無応力ひずみ保持波（特に、引張過程での無応力ひずみ保持波）の寿命が圧縮ひずみ保持波と同様に、低いことがわかつた。無応力ひずみ保持波においては、当然、クリープ効果はないため、この寿命低下がクリープ効果によるものではないことが明らかであり、圧縮ひずみ保持波による寿命低下もこれと同様な原因が予想される。

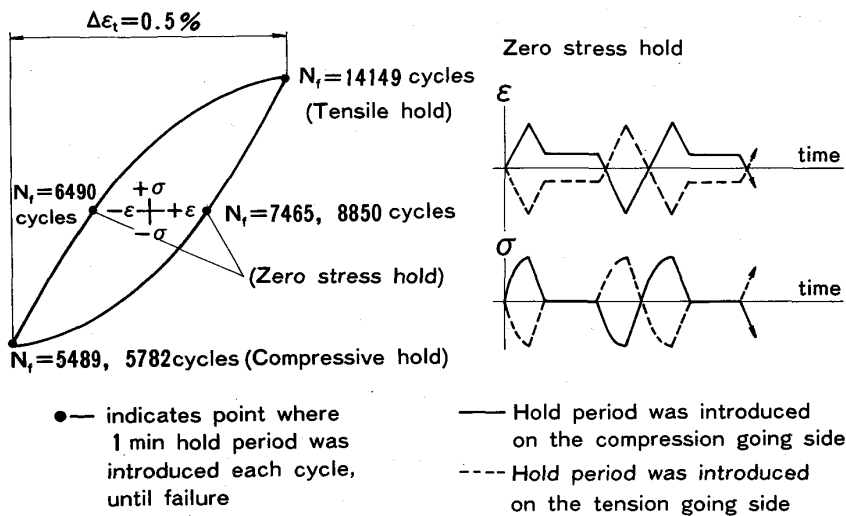


Fig. 6. Schematic hysteresis loop showing positions of hold periods during zero stress hold tests.

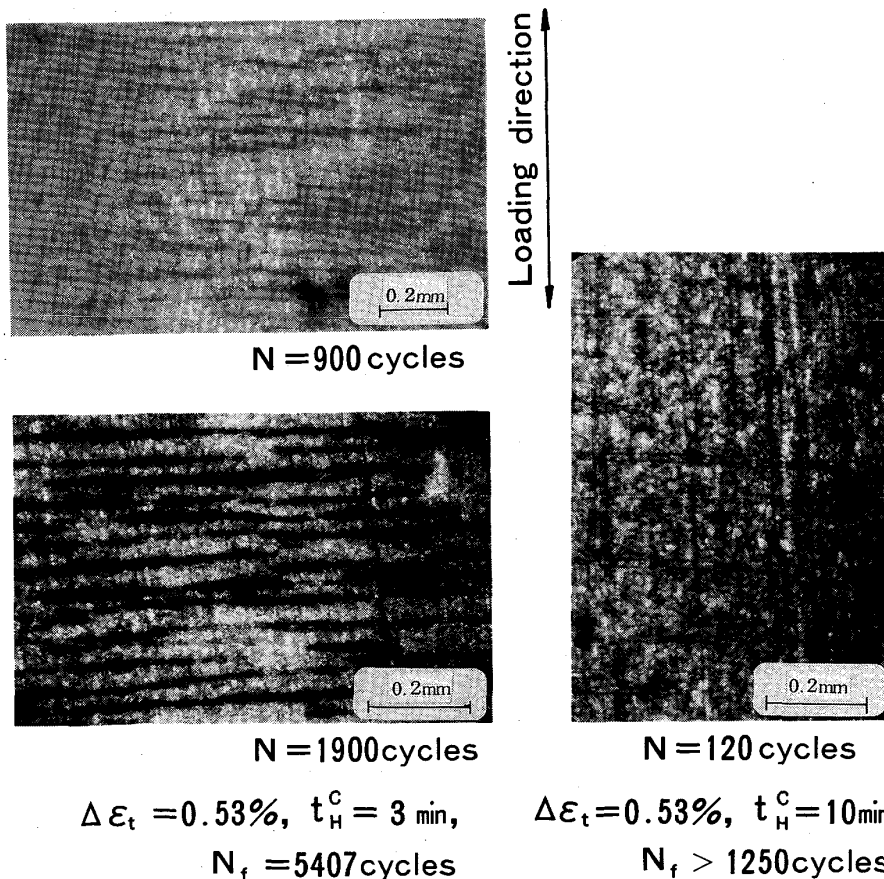


Photo. 1. Optical micrographs showing the oxide cracks on the specimen surface during compressive strain hold test.

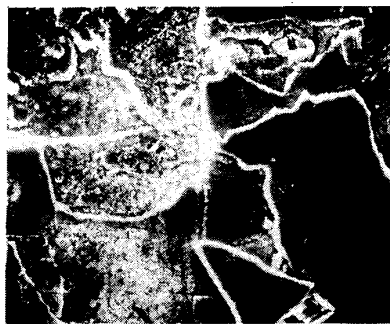
3.5 試験結果のまとめ

以上の結果をまとめると、2¼Cr-1Mo 鋼の 470°C における低サイクル疲労強度については、ひずみ保持による寿命低下は概してクリープ効果が小さいために小さいが、0.5% 以下の低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波および引張圧縮ひずみ保持波が例外的に顕著な寿命低下を示すことが確認された。この寿命低下の原因は、(i) 同一条件での引張ひずみ保持波が寿命低下を示さない、(ii) 線型累積損傷則によるクリープ損傷率が非常に小さい、(iii) 無応力ひずみ保持波も圧縮ひずみ保持波と同様な寿命低下を示すことから、クリープ効果ではないと思われる。さらに、繰返しにともなう応力振幅の変化から、この寿命低下はき裂の伝ばよりも、き裂発生に原因があると思われる。この寿命低下機構と寿命評価法さらには実機の寿命予測については、次章で考察する。

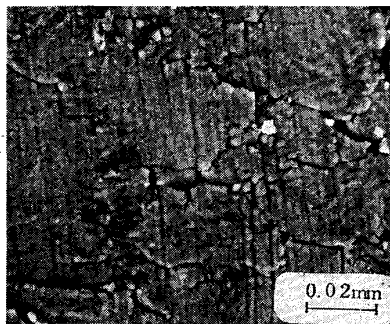
4. 考 察

4.1 寿命低下機構と寿命評価法

環境因子（酸化）に着目して、寿命低下の原因を検討した。まず、圧縮ひずみ保持波の負荷中の試験片表面を光学顕微鏡で観察した結果を Photo. 1 に示す。破断寿命の 1 割以下のごく初期の段階において、酸化膜には荷重軸と垂直の円周割れが観察され、繰返し数の増加にともなつて割れの長さが増加し、発生密度も高まる。Photo. 2 は試験終了後の試験片表面を走査型電子顕微鏡で観察したものである。連続サイクル波と引張ひずみ保持波の酸化膜の割れには規則性がないのに対し、圧縮ひずみ保持波の酸化膜には円周方向の規則的な割れが確認された。その割れの幅は数ミクロンで非常に鋭い。Photo. 3 は 1 サイクル 10 min の圧縮ひずみ保持波で破断した試験片表面における酸化膜の円周割れ間隔とひず



Tensile strain hold
 $\Delta\epsilon_t = 0.53\%$, $t_H^T = 1 \text{ min}$



Continuous cycle
 $\Delta\epsilon_t = 0.53\%$, $t_H = 0$



Compressive strain hold
 $\Delta\epsilon_t = 0.53\%$, $t_H^C = 1 \text{ min}$

Loading direction

Compressive strain hold
 $\Delta\epsilon_t = 0.43\%$, $t_H^C = 1 \text{ min}$



Photo. 2. Scanning electron micrographs showing the oxide cracks on the specimen surface after low cycle fatigue failure.

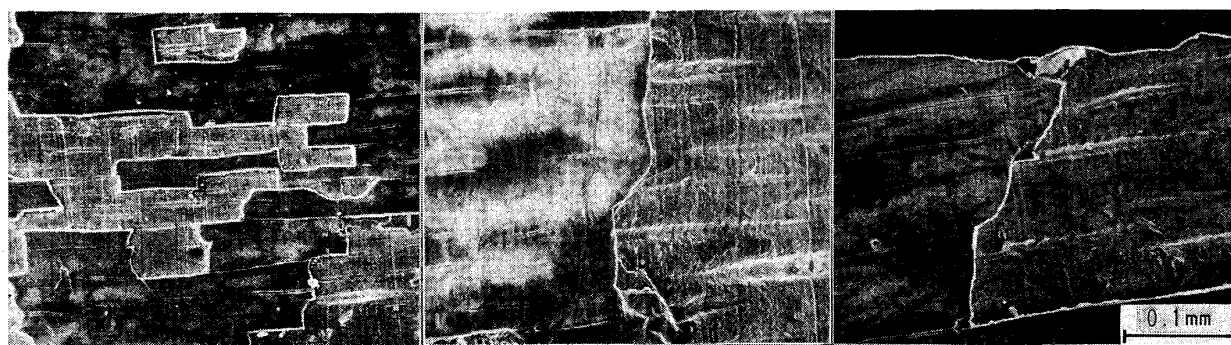

 $\Delta\epsilon_t = 1.57\% \quad t_H^C = 10 \text{ min}$
 $\Delta\epsilon_t = 1.05\% \quad t_H^C = 10 \text{ min}$
 $\Delta\epsilon_t = 0.53\% \quad t_H^C = 10 \text{ min}$

Photo. 3. Effect of the controlled strain values on the oxide crack spacing on the specimen surface after low cycle fatigue failure.

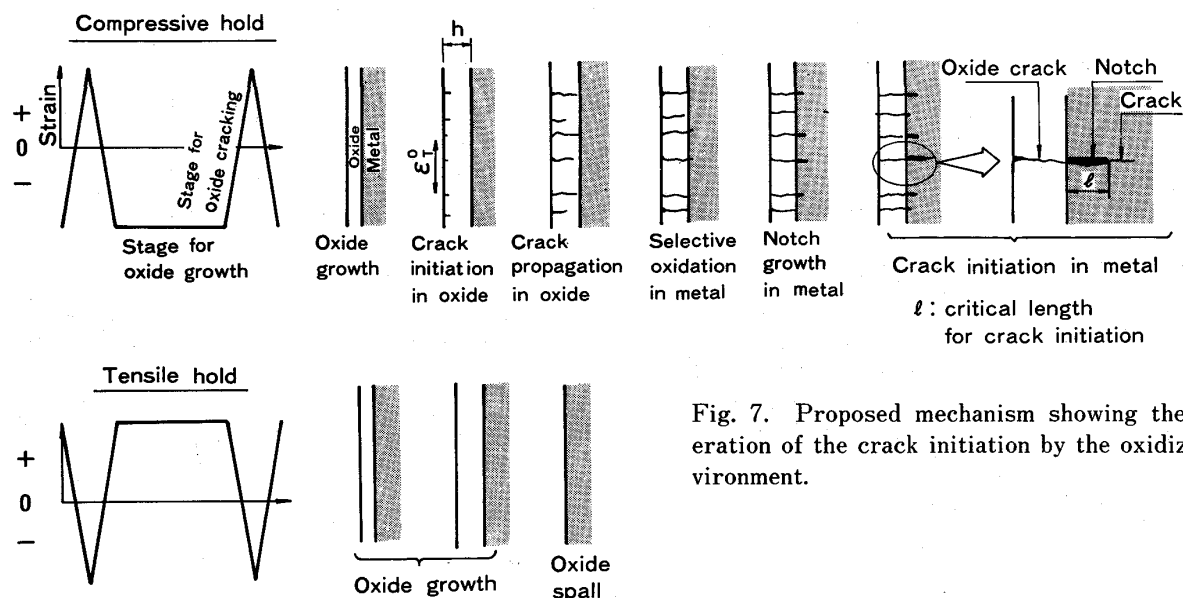
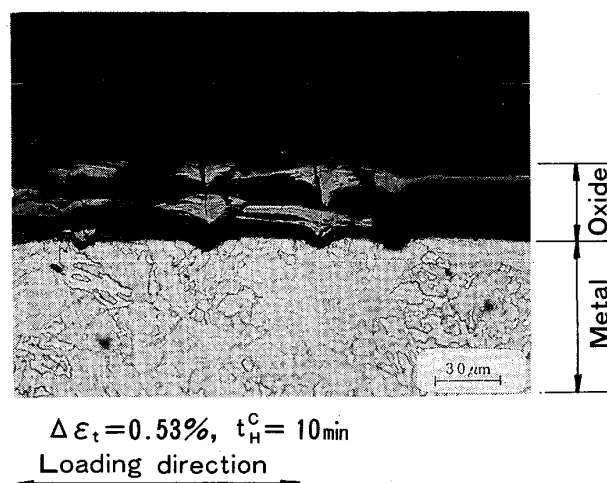


Fig. 7. Proposed mechanism showing the acceleration of the crack initiation by the oxidizing environment.

み範囲の関係を示したものであるが、ひずみ範囲が低くなるにつれて割れ間隔が広がっているのがわかる。これは、低ひずみ範囲ほど酸化膜に与えられるひずみも低く、そのひずみを緩和するには割れの数も少なくすむからであると思われる。さらに、試験終了後の試験片の縦断面を光学顕微鏡で観察した結果を Photo. 4 に示す。酸化膜の割れと同時に、割れ直下の金属が選択的に酸化されてきたと思われる鈍化した切欠きが見られる。

以上の結果から、低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波の寿命低下機構を Fig. 7 に提案する。圧縮ひずみ保持波においては、まず、ひずみ保持過程で酸化膜が生成し、成長して次式⁶⁾を満した時点の引張過程で酸化膜が割れる。

$$\frac{hE(\epsilon_f^0)^2}{\gamma^1} > 1 \quad \dots\dots\dots (1)$$


 $\Delta\epsilon_t = 0.53\%, \quad t_H^C = 10 \text{ min}$

Loading direction

Photo. 4. Optical micrographs showing the oxide cracks and the notches in the bulk of specimen after low cycle fatigue failure.

ここで、 h : 酸化膜の厚さ、 E : 弾性係数、 ε_f^0 : 酸化膜に与えられる引張りひずみ、 γ^1 : 酸化膜の表面エネルギー密度である。

次に、この割れが酸化膜中を伝ばして、金属の表面に達すると、Photo. 4 で示したように、その部分の金属のみが選択的に酸化されて切欠きが形成される。いくつかの切欠きのうちある臨界長さに成長したものの切欠底から応力集中によりき裂が発生する。その結果、酸化が金属におけるき裂の発生を早めることになる。一方、き裂伝ばについては、ひずみ保持中、き裂伝ば面に酸化膜が形成されることがないため、圧縮ひずみ保持波によるき裂伝ば速度は連続サイクル波のそれと同等であることが予想される。さらに、き裂伝ば寿命が支配的な高ひずみ領域においては、圧縮ひずみ保持波も寿命低下を示さないという実験結果を考え合わせると、き裂伝ばは寿命低下に関与していないと思われる。

一方、引張りひずみ保持波においては、圧縮ひずみ保持波と同様に、ひずみ保持過程で酸化膜が生成され、成長するが、酸化膜に与えられるひずみは常に負であるため（引張りひずみ保持中に生成される酸化膜のひずみは零である）、酸化膜が割れることはなく、ついには、はく離してしまうと考えられる。このため、酸化が金属のき裂発生を早めることはなく、疲労寿命も連続サイクル波と等しいと思われる。

以上が圧縮ひずみ保持波の寿命低下機構であるが、寿命評価法について検討した結果を Fig. 8 に示す。圧縮ひずみ保持波におけるき裂伝ば寿命 (N_p^{CH}) は対称三角波のそれ (N_p) と等しいと考える。一方、圧縮ひずみ保持におけるき裂発生寿命 (N_i^{CH}) はひずみ範囲 0.7% 以上の高ひずみ領域においては連続サイクル波のそれ

(N_i) と等しいが、低ひずみ領域においては酸化膜が割れるのに要する繰返し数 (N_i^0) と割れが酸化膜中を伝ばし、選択的な酸化による金属地なき裂発生までの繰返し数の和と考えられるので、連続サイクル波のき裂発生寿命と比較して大きく低下する。結局、圧縮ひずみ保持波の疲労寿命 ($N_f^{CH} = N_i^{CH} + N_p^{CH}$) は、連続サイクル波のそれと比較して、低ひずみ領域でのみ著しい低下を示すことになる。

なお、寿命評価の基準となる N_i^0 線図は以下のようにして求めた。まず、圧縮ひずみ保持後、引張過程において酸化膜に与えられるひずみは制御ひずみ範囲 ($\Delta \varepsilon_t$) に等しいため、酸化膜に割れが発生する条件式は (1) 式から次式のように表される。

$$\frac{hE\Delta\varepsilon_t^2}{\gamma^1} = 1 \quad \dots\dots\dots (2)$$

また、酸化膜の厚さは 1 サイクル中のひずみ保持時間 (t_H^c) と繰返し数 (N) に比例すると仮定すると、次式が得られる。

$$h = k t_H^c N \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 k は定数である。(3) 式を (2) 式に代入すると、次式が得られる。

$$\Delta\varepsilon_t = \left(\frac{\gamma^1}{kE t_H^c} \right)^{0.5} N^{-0.5}$$

または

$$\log \Delta\varepsilon_t = \frac{1}{2} \log \frac{\gamma^1}{kE t_H^c} - \frac{1}{2} \log N \quad \dots\dots\dots (4)$$

N_i^0 線図 ($\Delta \varepsilon_t$ vs. N) は対数上で傾き $-1/2$ の直線である。(4) 式の第 1 項の定数の値が不明なので、Fig. 8 における N_i^0 線図の位置は、 $N_i^0 = N_i^{CH} / \alpha$ (ただし、 α は定数) と仮定して、実測値に基づいて作成した N_i^{CH} 線図を $1/\alpha$ したものである。

4.2 実機の寿命予測

実機においては、変形を拘束されている部材に熱応力が繰り返し負荷されるような場合をはじめとして、いくつかの圧縮ひずみ保持波が予想される。

高速増殖炉を例にとり、実機条件として、ひずみ範囲を 0.3%，圧縮ひずみ保持時間を 1 サイクルで 100 h と仮定して寿命予測を行った。その結果を Fig. 9 に示す。 $N_i^{CH} = \alpha N_i^0$ と仮定すると、(4) 式から次式が得られる。

$$\Delta\varepsilon_t = \left(\frac{\gamma^1}{\alpha k E} \right)^{0.5} (t_H^c)^{-0.5} (N_i^{CH})^{-0.5} \quad \dots\dots\dots (5)$$

定数を決定するために、実測値として、 $\Delta \varepsilon_t = 0.53\%$, $t_H^c = 1/60$ h, $N_i^{CH} = 3000$ サイクルを (5) 式に代入すると、次式が得られる。

$$\Delta\varepsilon_t = 0.037 (t_H^c)^{-0.5} (N_i^{CH})^{-0.5} \quad \dots\dots\dots (6)$$

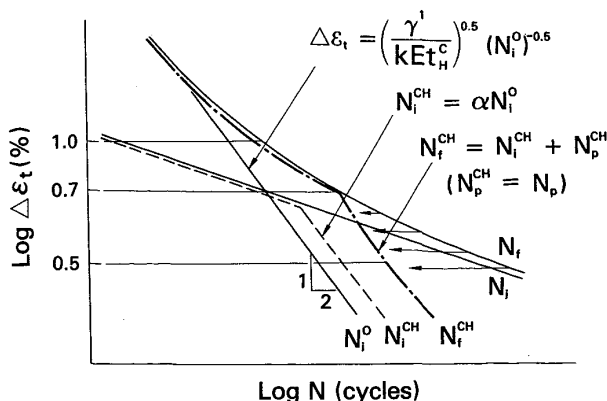


Fig. 8. Explanation of life reduction in compressive strain hold test.

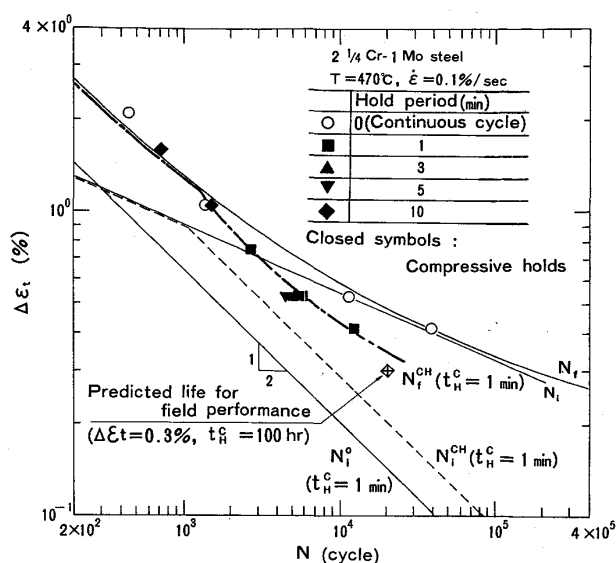


Fig. 9. Life prediction for field performance.

(6)式に実機条件を代入すると、 $N_i^{CH} \cong 2$ サイクルとなる。き裂伝ば寿命は連続サイクル波の場合と等しく、例えば、 $N_p^{CH} = 14N_f^{0.6}$ である⁷⁾と仮定すると、実機の寿命は $N_f^{CH} = N_i^{CH} + N_p^{CH} = N_i^{CH} + 14N_f^{0.6} = 2 + 14 \times 190\,000^{0.6} = 20\,000$ サイクルとなる (ただし、連続サイクル波の疲労寿命を $N_f = 190\,000$ サイクルとする)。つまり、圧縮ひずみ保持波の寿命は連続サイクル波の約 $1/10$ となる。ただし、この予測においては、酸化膜の厚さを(3)式で表しているが、実際には酸化膜の厚さはある時間で飽和したり、ある厚さではく離することもある。また、高速増殖炉の蒸気発生器伝熱管のように、ウェットな蒸気雰囲気では大気中よりも酸化が著しいことが報告されているため、今後、大気中も含め、蒸気中の圧縮ひずみ保持波についても検討する必要があると思われる。さらに、著者らは $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼以外の鋼においても、同様な寿命低下を確認しており、どのような鋼種が、どのような温度域で寿命低下を示すか系統的に調べる必要があると思われる。

5. 結 言

(1) $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 470°C での低サイクル疲労強度

におけるひずみ保持効果はクリープ効果が小さいために、概して小さいが、ひずみ範囲 0.5% 以下の低ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波のみは例外的に顕著な寿命低下を示した。

(2) この寿命低下は、同一条件での引張りひずみ保持波が寿命低下を示さないこと、クリープ損傷値が非常に小さいこと、さらには無応力ひずみ保持波も同様な寿命低下を示すことからクリープ効果に起因するものではない。

(3) 寿命低下機構として、試験片表面の酸化によるき裂発生を加速を提案した。この根拠としては、試験片表面の酸化被膜のミクロ観察の結果から、圧縮ひずみ保持波のみに規則的な円周割れが観察されたこと、さらに、酸化膜の割れ直下の金属が選択的に酸化されて切欠状になっていること、高ひずみ領域における圧縮ひずみ保持波は寿命低下を示さないことなどがあげられる。なお、引張りひずみ保持波が寿命低下を示さないのは、ひずみ保持過程で生成した酸化膜には常に負のひずみしか与えられないため、酸化膜が割れることはなく、ついには、はく離してしまうので、酸化がき裂発生を加速に寄与しないためであると思われる。

(4) この寿命低下機構に基づいて寿命評価式を提案し、実機高速増殖炉の寿命予測を行った結果、圧縮ひずみ保持波は連続サイクル波の約 $1/10$ の寿命となることがわかった。

文 献

- 1) S. S. MANSON: ASTM STP 520 (1973), p. 744
- 2) C. R. BRINKMAN, J. P. STRIZAK, M. K. BOOKER and C. E. JASKE: J. Nucl. Mater., **62** (1976), p. 181
- 3) H. TERANISHI and A. J. MCEVILLY: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 1806
- 4) K. D. CHALLENGER, A. K. MILLER and C. R. BRINKMAN: J. Eng. Mater. Technol., **103** (1981), p. 7
- 5) $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼伝熱管の PWHT 効果および SUS 316 鋼鍛造材の高温強度試験, 動力炉・核燃料開発事業団, SJ 218 80-07 (1980)
- 6) M. I. MANNING and E. METCALFE: Int. Conf. on Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators, British Nuclear Energy Society, London (1977) May, Paper No. 63
- 7) S. S. MANSON: Int. J. Fract. Mech., **2** (1966), p. 327