

JAERI - M
87-152

ハステロイ X 及びハステロイ XR の高温低サイクル
疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響

1987年9月

辻 宏和・近藤 達男

JAERI-M レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の間合わせは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11 茨城県那珂郡東海村）
あて、お申しこしてください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11 茨城
県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Division, Department
of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun,
Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1987

編集兼発行 日本原子力研究所
印刷 山田軽印刷所

ハステロイ X 及びハステロイ XR の高温低サイクル
疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響

日本原子力研究所東海研究所燃料工学部

辻 宏和 ・ 近藤 達男

(1987年 8月 27日受理)

高温ガス炉の炉内環境を近似した不純ヘリウムを試験雰囲気とし、ハステロイ X 及びハステロイ XR の 900°C における低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響について検討を加えた。試験結果から次のような知見を得た。

- (1) ひずみ速度の低下に伴い、疲労寿命は著しく低下した。
- (2) $\dot{\epsilon} = 0.01\%/s$, $\dot{\epsilon} = 0.002\%/s$ といった低ひずみ速度条件下では、ひずみ軟化及び繰り返し軟化の傾向を示した。
- (3) 破壊モードは、 $\dot{\epsilon} = 0.1\%/s$ の場合には粒内割れの方が支配的な粒内、粒界混合型であり、 $\dot{\epsilon} = 0.01\%/s$, $\dot{\epsilon} = 0.002\%/s$ の場合には、粒界型中心の様相であった。
- (4) クリープ損傷をいわゆるクリープ破断時間分数和の方法で評価すると、過安全の評価結果となった。
- (5) 得られたデータは、繰り返し速度修正疲労寿命法によって、ほぼ満足に処理することができた。

なお、ハステロイ X とその耐食性改良材であるハステロイ XR の間に、本実験条件の範囲内では、有意な差は見出されなかった。

Effect of Strain Rate on High-Temperature Low-Cycle
Fatigue Behavior of Hastelloy X and Hastelloy XR

Hirokazu TSUJI and Tatsuo KONDO

Department of Fuels and Materials Research
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received August 27, 1987)

A series of strain controlled low-cycle fatigue tests at 900°C in the simulated HTGR helium environment were conducted on Hastelloy X and its modified version, Hastelloy XR, and the effect of strain rate on high-temperature low-cycle fatigue behavior was investigated. The results of this study provide the following conclusions;

- (1) Decreasing the strain rate led to notable reductions in the fatigue life.
- (2) Trends of strain softening and cyclic softening were observed at lower strain rates of $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.
- (3) Both fracture modes of the transgranular and the intergranular were recognized on the fracture surfaces, with the former mode being predominant at a comparatively high strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The intergranular fracture mode, however, became predominant at lower strain rates, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.
- (4) The cumulative damage rule predicted an excessively conservative value for creep damage.
- (5) The data obtained lay on the straight line plots when the frequency modified fatigue life method was applied.

No significant difference in fatigue behavior was resolved between Hastelloy X and Hastelloy XR under the test conditions employed.

Keywords: High-Temperature Low-Cycle Fatigue, Strain Rate Effect, Creep-Fatigue Interaction, Cumulative Damage Rule, Frequency Modified Fatigue Life Method, Hastelloy X, Hastelloy XR, HTTR, Helium Coolant

目 次

1. 緒言	1
2. 実験方法	2
2.1 供試材料	2
2.2 試験装置及び試験手順	2
3. 実験結果	5
3.1 高温サイクル疲労特性	5
3.2 高温低サイクル疲労試験後の試験片観察	6
4. 考察	29
4.1 累積損傷和則による評価	29
4.2 繰り返し速度修正疲労寿命法による整理	30
4.3 損傷機構に関する考察	30
5. 結言	37
謝 辞	37
参考文献	38

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental methods	2
2.1 Materials	2
2.2 Test apparatus and procedure	2
3. Results	5
3.1 Low-cycle fatigue behavior at high temperature	5
3.2 Observations of fractographic and metallographic features of the fatigued specimens	6
4. Discussion	29
4.1 Cumulative damage rule	29
4.2 Frequency modified fatigue life method	30
4.3 Discussion on damage mechanism	30
5. Conclusions	37
Acknowledgements	37
References	38

1. 緒 言

我が国の高温ガス炉 (High-Temperature Gas-Cooled Reactor, HTGR) 開発においては、最初に建設を予定している高温工学試験研究炉 (High-Temperature Engineering Test Reactor, HTTR) の高温構造用部材として Hastelloy X の原子炉用改良合金である Hastelloy XR⁽¹⁾ を 800°C を上回る温度域で使用する⁽²⁾⁽³⁾ことが予定されている。高温構造設計の観点からみると、既存の高温構造設計コード⁽⁴⁾⁽⁵⁾に対して、起用材料種においても、また運転温度域においても、その対象範囲を逸脱している。従って、HTTR の設計及び建設を行うに当り、設計データの取得、整備が急務となっている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

高温構造設計のために要求される材料データの中で、時間依存因子を考慮した高温低サイクル疲労に関するデータは、超高温域では非常に重要な意味を持つにもかかわらず、試験技術の困難さなどの理由から、取得、整備が遅れている分野の 1 つとなっている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

高温低サイクル疲労挙動におけるひずみ速度やひずみ保持時間の影響に関しては、オーステナイト系ステンレス鋼や低合金鋼を供試材料とした実験例は多数報告されている^{(8)~(20)}。

例えば、Coffin⁽⁸⁾ は A 286 鋼の 593°C での疲労試験を行い、大気中では疲労寿命に繰り返し速度の影響が現われるが、 10^{-6} Pa (10^{-8} Torr) の超高真空中では繰り返し速度の影響がほとんど出ないことから、大気中の繰り返し速度効果の主因は酸化であるとする説を提唱した。さらに、同じ A 286 鋼の 593°C での疲労試験でも、繰り返し速度が極めて遅くなると (1.7×10^{-4} Hz 以下)、き裂は真空中であっても粒界型となり、繰り返し速度効果が現われるとする Solomon & Coffin の報告⁽⁹⁾もある。

また、White⁽¹⁰⁾ は 1/2% Mo 鋼の 500°C での疲労試験を行い、大気中の場合も 10^{-3} Pa (10^{-5} Torr) の真空中の場合もひずみ保持時間効果が現われることを報告した。

一方、山中ら⁽¹¹⁾ は SUS 304 鋼の 750°C での疲労試験を行い、大気中におけるよりも $2.7 \times 10^{-4} \sim 4 \times 10^{-3}$ Pa ($2 \times 10^{-6} \sim 3 \times 10^{-5}$ Torr) の真空中における方が、ひずみ保持時間効果ははるかに大きいと報告した。

このように、高温低サイクル疲労挙動の時間依存性の現われ方は、材料、温度、雰囲気 (大気中か真空中か、真空中であってもどの程度の真空度か) などによって全く異なった様相を呈しているため、これらの報告例から、Hastelloy X, XR の実用条件下での高温低サイクル疲労挙動の時間依存性の現われ方を正確に予測することは不可能といわざるをえない。そこで、Hastelloy X, XR を供試材料としたデータが望まれるが、これまでのところ、この問題に関する報告例は非常に乏しい状態である。特に、ひずみ速度の影響に関しては、従来はわずかに清水ら⁽²¹⁾の報告例が挙げられるのみであったが、最近、服部ら⁽²²⁾もひずみ波形の影響に関する報告を行い、この問題に関するデータ整備がようやく始動した段階といえる。清水ら⁽²¹⁾の報告によると、Hastelloy X の 900°C における疲労試験を大気中で $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \% / s$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \% / s$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の三水準のひずみ速度で行い、ひずみ速度効果は小さいということであった。しかしながら、この報告例では、 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \% / s$ でのデータは一点のみであり、しかもかなり高ひずみ範囲条件下に

データが偏っていること、大気中とHTTRの炉内環境中では様相が違ってくると予想されることなどから、この報告例のみから、HTTRの設計に当って、ひずみ速度効果を過小に評価してしまうのは好ましくないと思われる。服部ら⁽²⁾は、ハステロイXRの900℃及び950℃における疲労試験を大気中で、950℃における疲労試験を炉内環境近似のヘリウム（後述の原研B型ヘリウム）中及び真空中（ 2×10^{-2} Pa）で行い、 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \% / s$ の場合の疲労寿命は $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の場合よりも低下していると報告した。

上に述べたように、ハステロイX, XRの高温低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響については、必ずしも統一的な解釈ができない状況にあり、また取得されているデータも少ない。そこで、本研究では、HTTRの炉内環境近似ヘリウム中における900℃でのハステロイX及びハステロイXRの高温低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響について検討してみた。

2. 実験方法

2.1 供試材料

供試材料は、Ni基耐熱合金の通常規格内ハステロイX及びそのHTGR用改良合金ハステロイXRで、その化学組成と900℃における引張性質をそれぞれTable 1及びTable 2に示す。

試験片は、Fig. 1にその形状及び寸法を示したように、平行部20mm、標点間距離15mmで、直径10mmの平滑丸棒型である。試験に先立って、標点部を2.5 μm までのダイヤモンドペーストで研磨し、さらに高純度アセント中で超音波洗浄を施した。

2.2 試験装置及び試験手順

試験装置は、高周波誘導加熱装置（15kW, 100kHz）及びヘリウムガスループ直結の雰囲気槽を有する、容量50kNの電気油圧サーボ型疲労試験機である。そのブロック線図をFig. 2に示す。なお、本試験装置の詳細については、既に別に報告した⁽²⁾。

試験条件は、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を、 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \% / s$ 、 $1 \times 10^{-2} \% / s$ 及び $1 \times 10^{-1} \% / s$ の三水準に変化させた完全両振りの軸ひずみ制御疲労試験とした。

試験雰囲気は、HTTRの炉内環境を近似した不純ヘリウム中であり、試験温度は900℃一定である。ヘリウム中の不純物組成は、同型原子炉の経験をもとにして、Table 3に示すような値に制御しながら、循環式ループで供給した。ここで用いた不純ヘリウムガスは、一般に便宜のため原研B型ヘリウムと呼ばれている標準仕様のものである。ヘリウム流量は、不純物の反応による消耗が試料表面において局所的な不純物組成の割合の変化を生じないように配慮し、毎分2ℓとした。この場合、試験セクションにおける気体のみかけの全量置換時間は約20分となる。ヘリウム中の不純物の分析には、H₂Oに対しては静電容量型センサー使用の露点計（SHAW HYGR-OMETER）、その他に対してはHID検出器付ガスクロマトグラフ（柳本G-1800-H型）を用いた。

データが偏っていること、大気中とHTTRの炉内環境中では様相が違ってくると予想されることなどから、この報告例のみから、HTTRの設計に当って、ひずみ速度効果を過小に評価してしまうのは好ましくないと思われる。服部ら⁽²⁾は、ハステロイXRの900℃及び950℃における疲労試験を大気中で、950℃における疲労試験を炉内環境近似のヘリウム（後述の原研B型ヘリウム）中及び真空中（ 2×10^{-2} Pa）で行い、 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \% / s$ の場合の疲労寿命は $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の場合よりも低下していると報告した。

上に述べたように、ハステロイX, XRの高温低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響については、必ずしも統一的な解釈ができない状況にあり、また取得されているデータも少ない。そこで、本研究では、HTTRの炉内環境近似ヘリウム中における900℃でのハステロイX及びハステロイXRの高温低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響について検討してみた。

2. 実験方法

2.1 供試材料

供試材料は、Ni基耐熱合金の通常規格内ハステロイX及びそのHTGR用改良合金ハステロイXRで、その化学組成と900℃における引張性質をそれぞれTable 1及びTable 2に示す。

試験片は、Fig. 1にその形状及び寸法を示したように、平行部20 mm、標点間距離15 mmで、直径10 mmの平滑丸棒型である。試験に先立って、標点部を2.5 μ mまでのダイヤモンドペーストで研磨し、さらに高純度アセトン中で超音波洗浄を施した。

2.2 試験装置及び試験手順

試験装置は、高周波誘導加熱装置（15 kW, 100 kHz）及びヘリウムガスループ直結の雰囲気槽を有する、容量50 kNの電気油圧サーボ型疲労試験機である。そのブロック線図をFig. 2に示す。なお、本試験装置の詳細については、既に別に報告した⁽²⁾。

試験条件は、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を、 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \% / s$ 、 $1 \times 10^{-2} \% / s$ 及び $1 \times 10^{-1} \% / s$ の三水準に変化させた完全両振りの軸ひずみ制御疲労試験とした。

試験雰囲気は、HTTRの炉内環境を近似した不純ヘリウム中であり、試験温度は900℃一定である。ヘリウム中の不純物組成は、同型原子炉の経験をもとにして、Table 3に示すような値に制御しながら、循環式ループで供給した。ここで用いた不純ヘリウムガスは、一般に便宜のため原研B型ヘリウムと呼ばれている標準仕様のものである。ヘリウム流量は、不純物の反応による消耗が試料表面において局所的な不純物組成の割合の変化を生じないように配慮し、毎分2 ℓ とした。この場合、試験セクションにおける気体のみかけの全量置換時間は約20分となる。ヘリウム中の不純物の分析には、H₂Oに対しては静電容量型センサー使用の露点計（SHAW HYGR-OMETER）、その他に対してはHID検出器付ガスクロマトグラフ（柳本G-1800-H型）を用いた。

Table 1 Chemical composition of specimen materials (wt%).

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Ni	Al	Ti
Hastelloy X	0.07	0.61	0.39	0.012	<0.001	21.26	1.71	8.89	0.57	18.98	<0.001	Bal.		
Hastelloy XR	0.07	0.83	0.32	<0.005	0.006	21.84	0.19	9.06	0.53	18.26	<0.001	Bal.	<0.05	<0.05

Table 2 Tensile properties of specimen materials at 900°C.

	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_{UTS} MPa	Elongation %	Reduction of area %
Hastelloy X	171	206	98.5	85.6
Hastelloy XR	172	212	96.2	83.6

Table 3 Impurity levels in the test environment (Pa).

H ₂	H ₂ O	CO	CO ₂	CH ₄
20 to 21	0.08 to 0.12	10 to 11	0.2 to 0.3	0.5 to 0.6

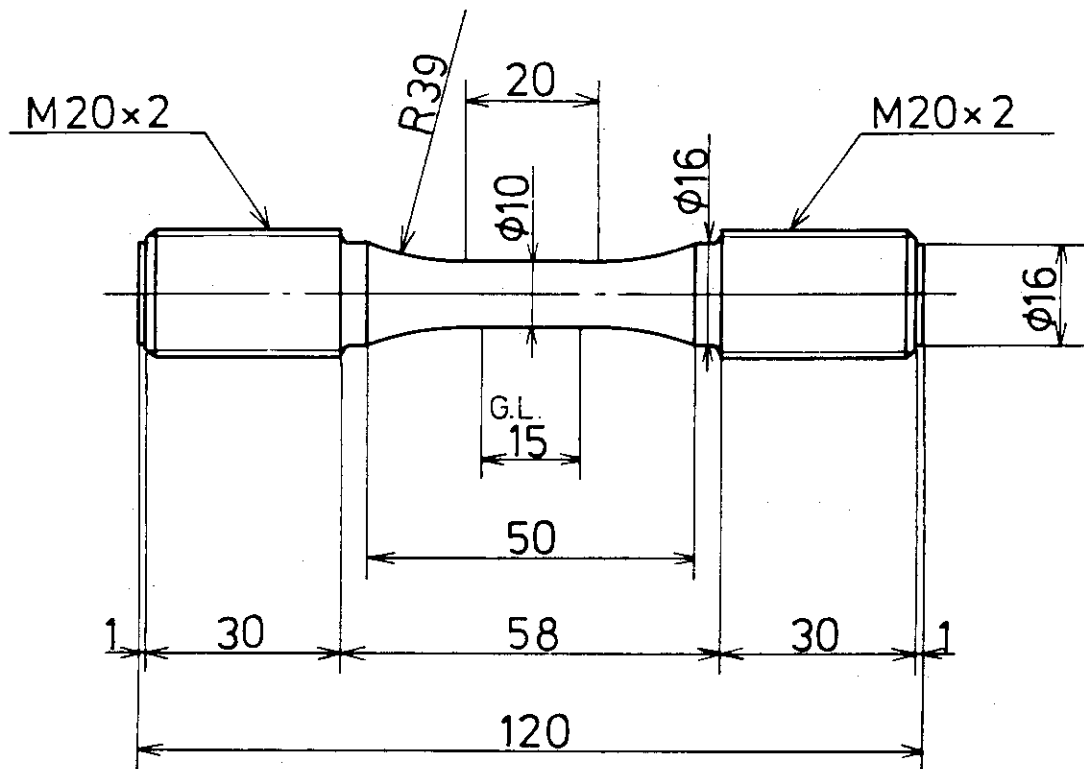


Fig.1 Geometry of specimen (unit;mm).

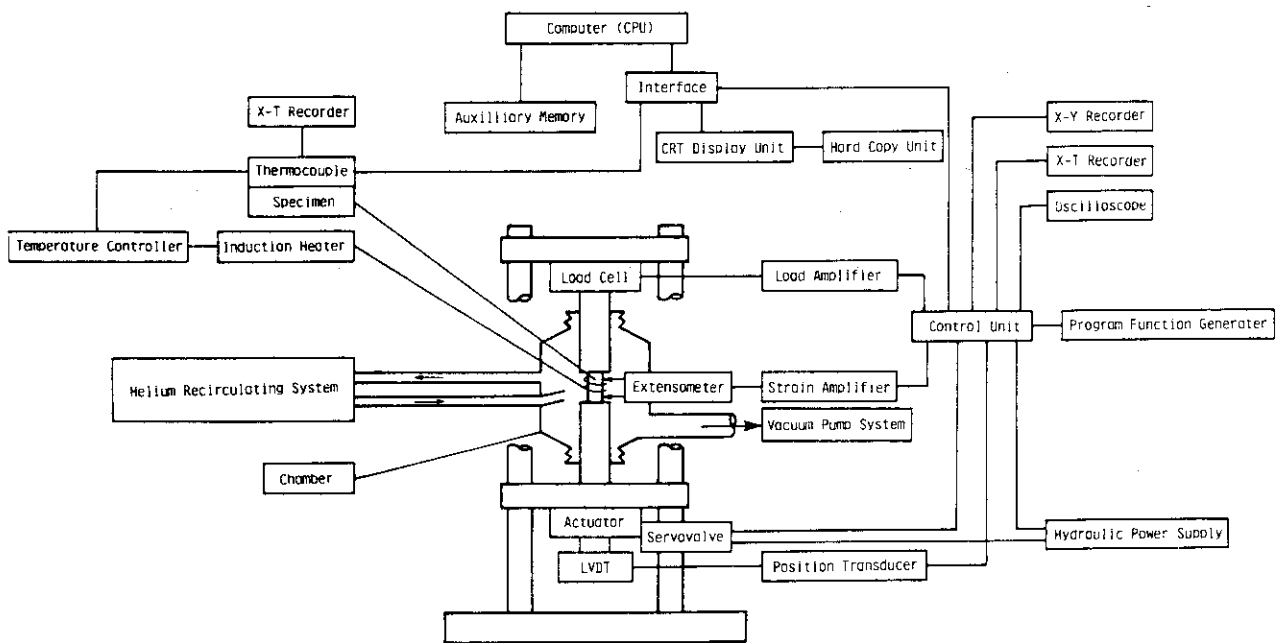


Fig.2 Block diagram of the fatigue test apparatus.

3. 実験結果

3.1 高温低サイクル疲労特性

高温低サイクル疲労試験結果をまとめてTable 4に示す。この表に示すように、破断位置はいずれも標点間内であり⁽²⁴⁾、温度分布の均一性が悪いときに生ずるといわれる⁽²⁵⁾バルジングやネッキングの不安定変形、及び標点外破断は起こらなかった。

Fig. 3に、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ と破損繰返し数 N_f の関係を示す。ひずみ速度の低下に伴い、破損繰返し数は著しく低下していることがわかる。これは、900°Cという高温下での疲労には、時間依存因子（クリープや腐食（酸化、脱浸炭）の重畳効果）が大きな役割を果たすことを示している。なお、本実験条件におけるように、広範囲にひずみ速度水準を変化させた場合にも、ハステロイXとハステロイXRの高温低サイクル疲労強度には本質的な差は無いといえる。

Fig. 4, Fig. 5に、弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ 及び塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ と破損繰返し数 N_f の関係をそれぞれ示す。なお、弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ 、塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ としては、 $1/2 N_f$ 時のものを採用した。これらのデータをそれぞれのひずみ速度水準に対してManson-Coffinの関係式⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾

$$\begin{aligned}\Delta\epsilon_t &= \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p \\ &= A N_f^{-a} + B N_f^{-b}\end{aligned}\quad (1)$$

$\Delta\epsilon_t$: 全ひずみ範囲, $\Delta\epsilon_e$: 弾性ひずみ範囲

$\Delta\epsilon_p$: 塑性ひずみ範囲, N_f : 破損繰返し数

A, a, B, b : 定数

で整理した場合の定数の値をTable 5にまとめて示す。Fig. 5から明らかなように、本研究で得られたデータを塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ で整理した場合には、ひずみ速度水準の差にかかわらず、比較的良好な直線関係が得られている。

Fig. 6は、得られたデータをひずみ速度と破損繰返し数の関係で整理したものである。図中のRegressionとあるのは、上記Manson-Coffinの関係式で整理した場合の回帰曲線上の値を示している。この図から、低ひずみ範囲条件下の方が、ひずみ速度の低下に伴う疲労寿命の低下が著しいといえる。このような傾向は、高温低サイクル疲労試験における時間依存パラメータ（ひずみ速度やひずみ保持時間）の効果として一般に多くの材料で指摘されている⁽¹⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁴⁾ことであり、本実験材料であるハステロイX, XRでも同様の傾向を示すことが確認された。

本実験で得られた繰返し応力-ひずみ線図を単純引張の場合のものと併せてFig. 7に示す。繰返し応力-ひずみ線図は、各疲労試験における $1/2 N_f$ 時のヒステリシスループの最大及び最小ひずみ点を採用することにより求めたものであり、単純引張の場合の応力-ひずみ線図は、各疲労試験における $N=1$ の時のデータの平均値として求めたものである。Fig. 8は、それぞれのひずみ速度水準に対して、 $1/2 N_f$ 時における応力範囲 $\Delta\sigma$ と塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ の関係を示したものである。この図にみられるように、両対数表示で直線関係が認められ、これらの関係は次式

で表現できる。

$$\Delta \sigma = C (\Delta \epsilon_p)^n \quad (2)$$

$\Delta \sigma$: 応力範囲, $\Delta \epsilon_p$: 塑性ひずみ範囲

C, n : 定数

ここで、 C は繰返し強度係数、 n は繰返しひずみ硬化指数と呼ばれる定数であり、これらの定数の値をTable 6にまとめて示す。Fig. 7及びFig. 8から次のようなことがわかる。

- ① ひずみ速度の低下に伴い、応答応力は著しく低下する。この結果、全ひずみ範囲に占める弾性ひずみ範囲の割合は、ひずみ速度の低下に伴い、著しく減少し、塑性ひずみ範囲の割合が増加する。
- ② $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の場合には、ごくわずかなひずみ硬化及び繰返し硬化の傾向を示す。
- ③ 低ひずみ速度条件下では、繰返しひずみ硬化指数 n が負の値となり、ひずみ軟化の傾向を示す。
- ④ 低ひずみ速度条件下では、単純引張の場合の応答応力よりも、 $1/2 N_f$ 時における応答応力の方が低下しており、繰返し軟化の傾向を示している。

上に述べたように、ひずみ速度の低下に伴い、応答応力が著しく減少し、さらにひずみ軟化の傾向まで示すようになるのは、 900°C という超高温域における特異な現象であり、これは著しいクリープ効果に起因している。実際、金材技研-原研共同研究⁽²⁸⁾で得られたハステロイXRの 900°C におけるクリープデータから、最小クリープ速度と付加応力の関係を検討してみると、本実験で採用したひずみ速度に対応する付加応力は次のようになる。

$$\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \% / s \quad \text{に対応する付加応力} \quad \sigma \approx 120 \text{ MPa}$$

$$\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \% / s \quad \text{に対応する付加応力} \quad \sigma \approx 160 \text{ MPa}$$

$$\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s \quad \text{に対応する付加応力} \quad \sigma \approx 240 \text{ MPa}$$

これらの値をFig. 7と比較してみると、ひずみ速度の低下に伴う応答応力の著しい減少及びひずみ軟化という現象は、クリープそのものが現われたものということがわかる。また、こうして全ひずみ範囲に占める弾性ひずみ範囲の割合が、ひずみ速度の低下に伴い、著しく減少することから、ひずみ速度の低下に伴う1サイクル当りの損傷の増加分を、塑性ひずみ範囲の増加として盛り込める $\Delta \epsilon_p - N_f$ 関係が、既にFig. 5に示したように、比較的良好な整理結果を与えたものと思われる。

3.2 高温低サイクル疲労試験後の試験片観察

Photo. 1~Photo. 9に、高温低サイクル疲労試験後の試験片の外観及び断面の写真を示す。Photo. 10~Photo. 12に、疲労試験後の試験片の破面の巨視的写真を示す。Photo. 1~Photo. 12を見ると、複数のき裂が外表面に発生し、そのうちのいくつかが内部に進展して合体し、破壊にいたる場合や、特定の1つのき裂が内部に進展し、反対側表面に三日月状の最終破断部を残して破壊する場合が観察されるが、ここで観察される様相では、ハステロイXとハステロイXRの間に差は無いといえる。また、低ひずみ速度の場合の方が、表面き裂の数がやや多いようであるが、

必ずしも明確な傾向といえるものではない。

Photo. 13~Photo. 18 に、高温低サイクル疲労試験後の試験片の破面の微視的写真を示す。 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の場合には、粒内破面及び粒界破面の両方が観察されるが、概して、延性ストライエーションを伴う粒内疲労破面の方が支配的である。 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \% / s$ 、 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \% / s$ とひずみ速度が低下すると、粒界破面の方が支配的となり、破面性状の面からもクリープの効果が強く出てきていることが裏付けられる。なお、このような破面性状においても、ハステロイ X とハステロイ XR の間に差は無いといえる。

Photo. 19~Photo. 24 に、疲労試験後の試験片断面の組成像を示す。低ひずみ速度の場合の方が試験時間が長かったことに対応して炭化物の粒界析出が多いといえる。また、ハステロイ XR よりもハステロイ X の方が、多数の粗大化した炭化物の析出が観察される。これは、酸化膜の保護性の差に起因している可能性もあるが、後で述べるように、炭素分析結果からは明確な結論を出せなかった。

Table 4 Results of low-cycle fatigue tests.

Material	Specimen number	Strain rate $\dot{\epsilon}$, %/s	Total strain range $\Delta\epsilon$, %	Plastic strain range $\Delta\epsilon_p$, %	Number of cycles to failure, N_f	Position of fracture *
Hastelloy X	1	0.1	0.80	0.580	1899	B
	2	0.1	0.40	0.167	5590	A
	3	0.1	1.20	0.971	512	B
	4	0.1	0.28	0.068	56701	A
	5	0.01	0.80	0.601	1351	B
	6	0.01	0.40	0.227	4535	B
	7	0.01	0.28	0.120	11535	A
	8	0.002	0.80	0.678	530	B
	9	0.002	0.40	0.279	2974	B
Hastelloy XR	1	0.1	0.80	0.617	1326	B
	2	0.1	0.40	0.182	9978	A
	3	0.1	1.20	0.983	511	A
	4	0.1	0.28	0.079	32238	A
	5	0.1	0.80	0.574	1664	A
	6	0.01	0.80	0.636	1103	A
	7	0.01	0.40	0.227	5856	A
	8	0.01	0.28	0.112	18160	B
	9	0.002	0.80	0.674	551	B
	10	0.002	0.40	0.278	1918	B
	11	0.002	0.40	0.278	2326	B

* JIS Z 2241

Table 5 Values of constants and exponents describing the best fit fatigue curves.

	$\Delta \epsilon_t = AN_f^{-a} + BN_f^{-b}$			
	A	a	B	b
$\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ \%/sec}$	0.00228	0.00732	0.447	0.604
$\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ \%/sec}$	0.00227	0.0328	0.679	0.665
$\dot{\epsilon} = 0.002 \text{ \%/sec}$	0.00134	0.0128	0.253	0.579

Table 6 Values of constants and exponents describing the relation between stress range and plastic strain range.

	$\Delta \sigma = C (\Delta \epsilon_p)^n$ (MPa)	
	C	n
$\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ \%/s}$	420	0.035
$\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ \%/s}$	142	- 0.087
$\dot{\epsilon} = 0.002 \text{ \%/s}$	126	- 0.049

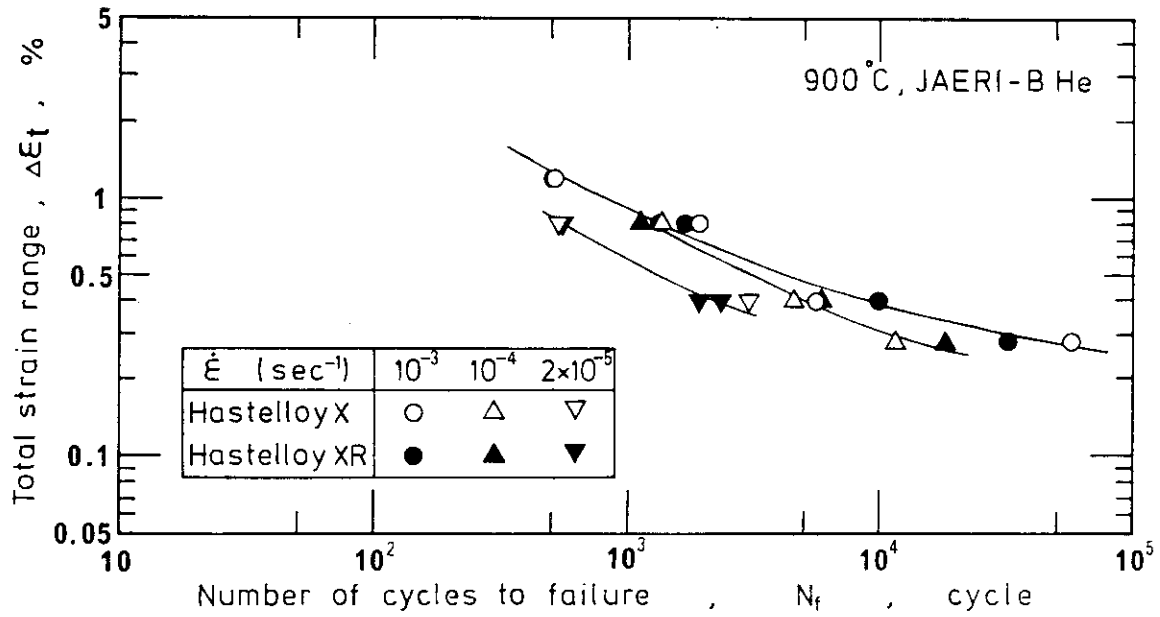


Fig.3 Relation between total strain range and fatigue life under different strain rates.

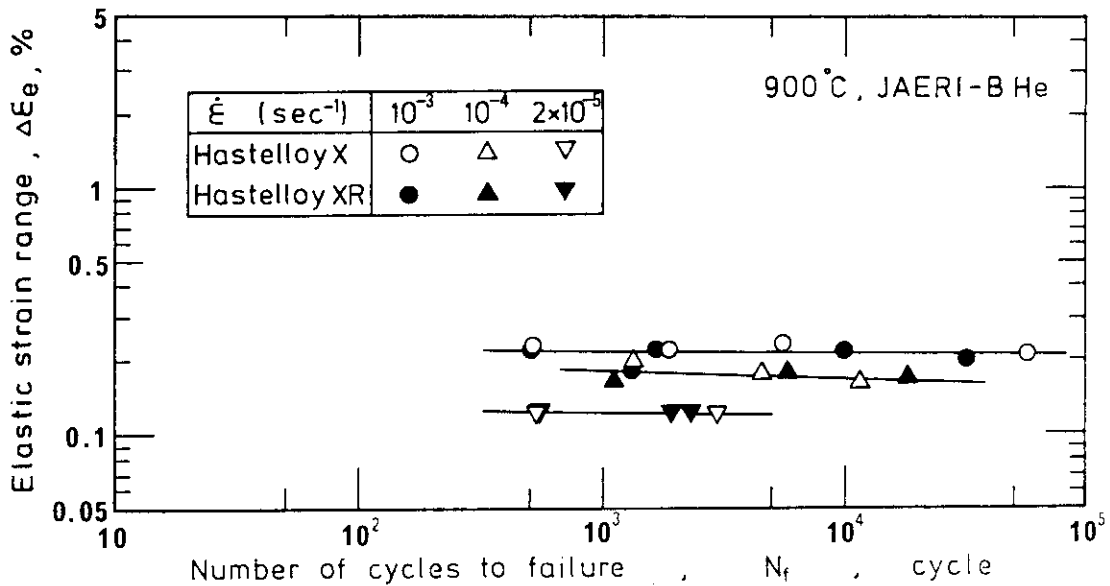


Fig.4 Relation between elastic strain range and fatigue life under different strain rates.

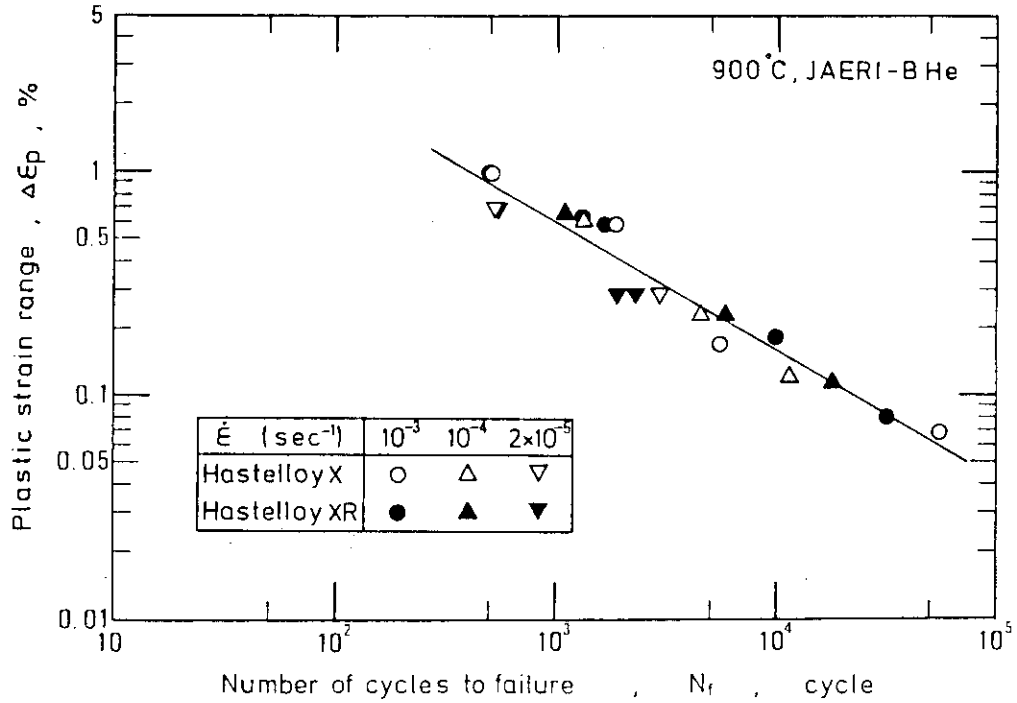


Fig.5 Relation between plastic strain range and fatigue life under different strain rates.

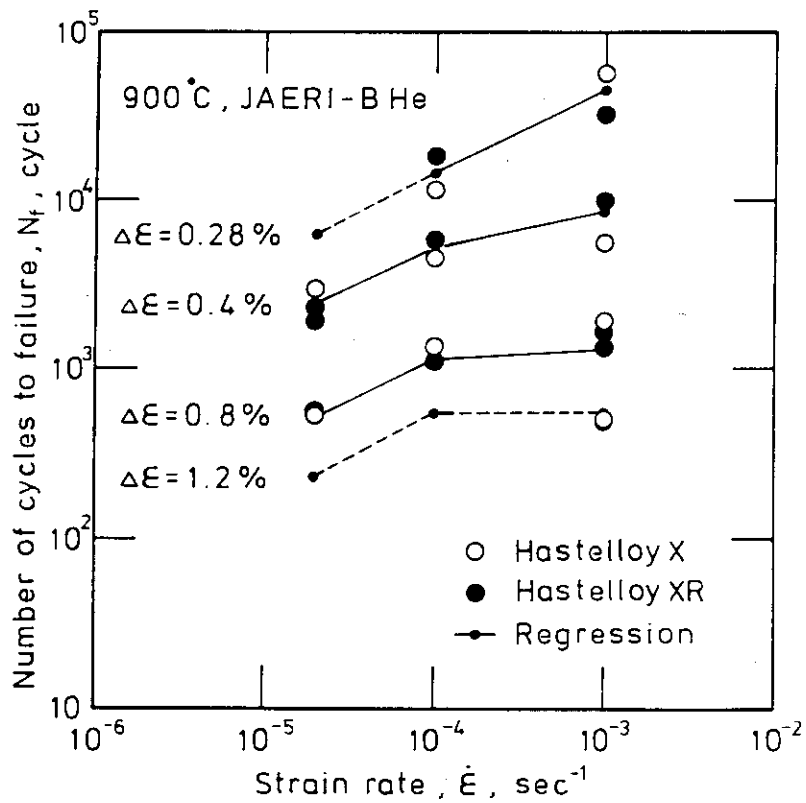


Fig.6 Relation between fatigue life and strain rate.

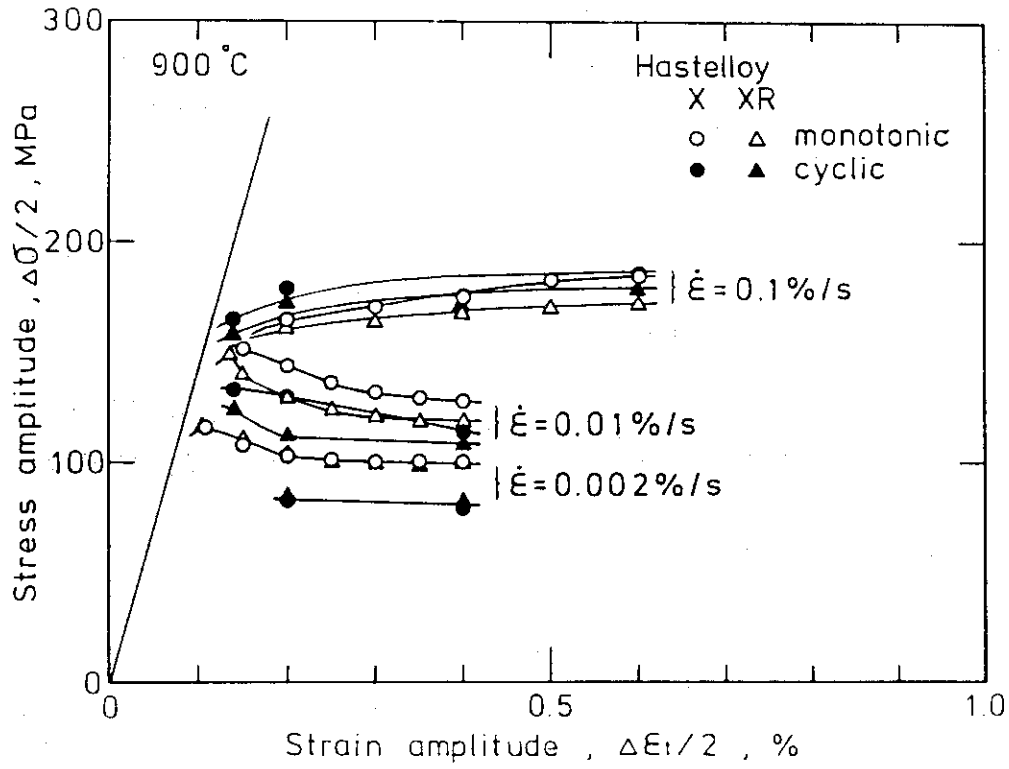


Fig.7 Cyclic and monotonic stress-strain curves under different strain rates.

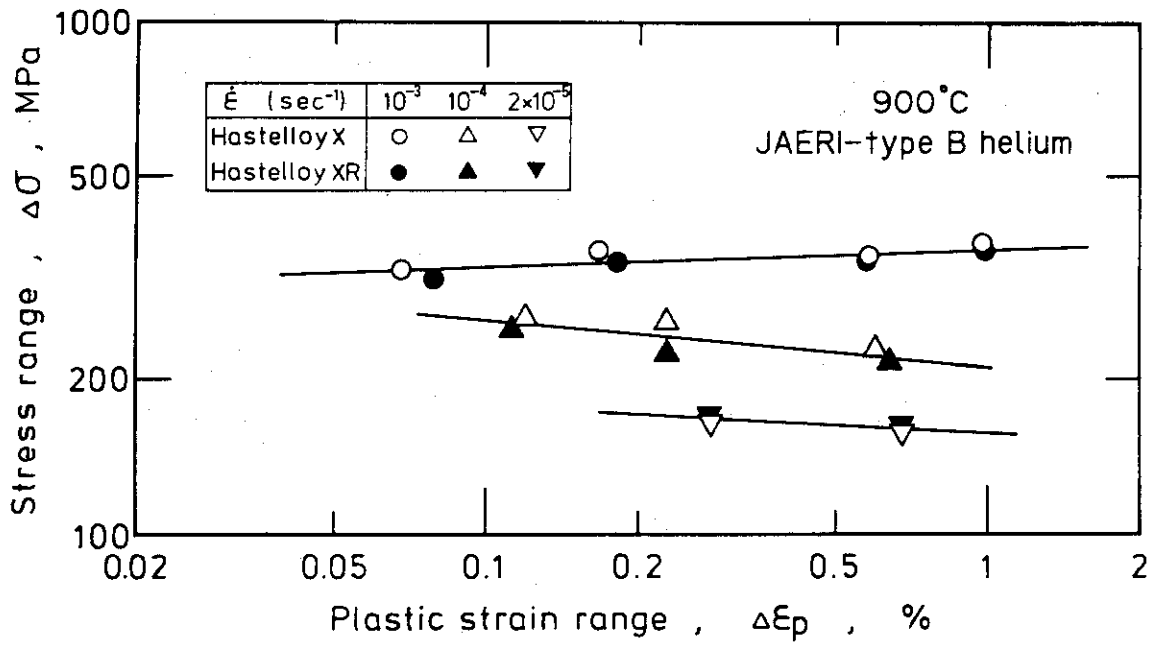


Fig.8 Relation between stress range and plastic strain range.

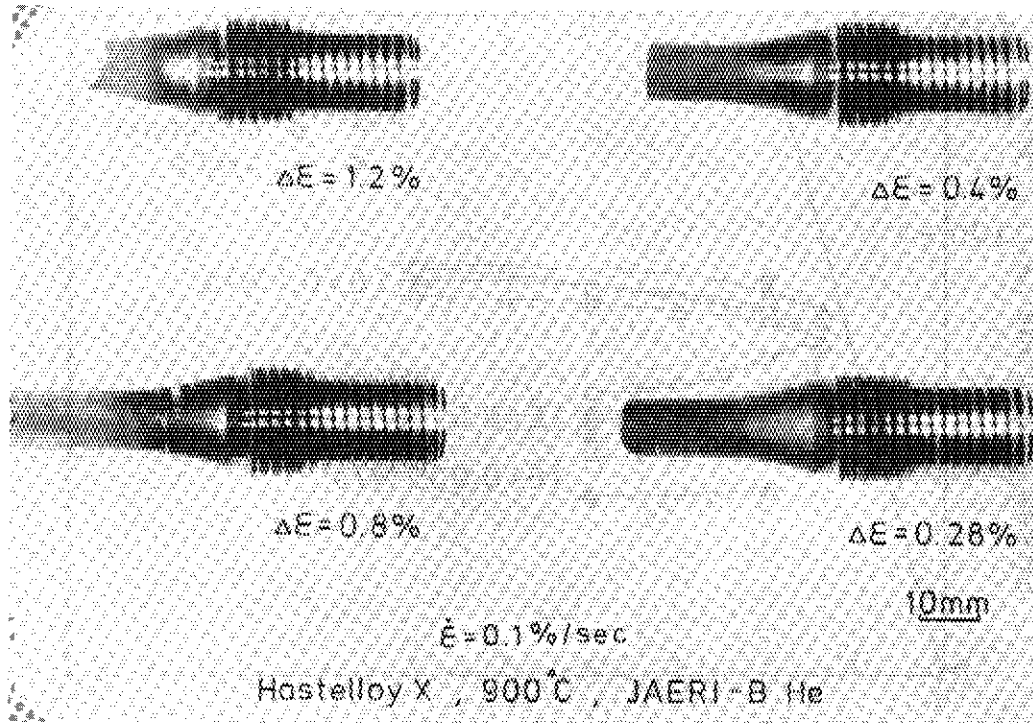


Photo.1 Typical appearance of the fatigued specimens (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} s^{-1}$).

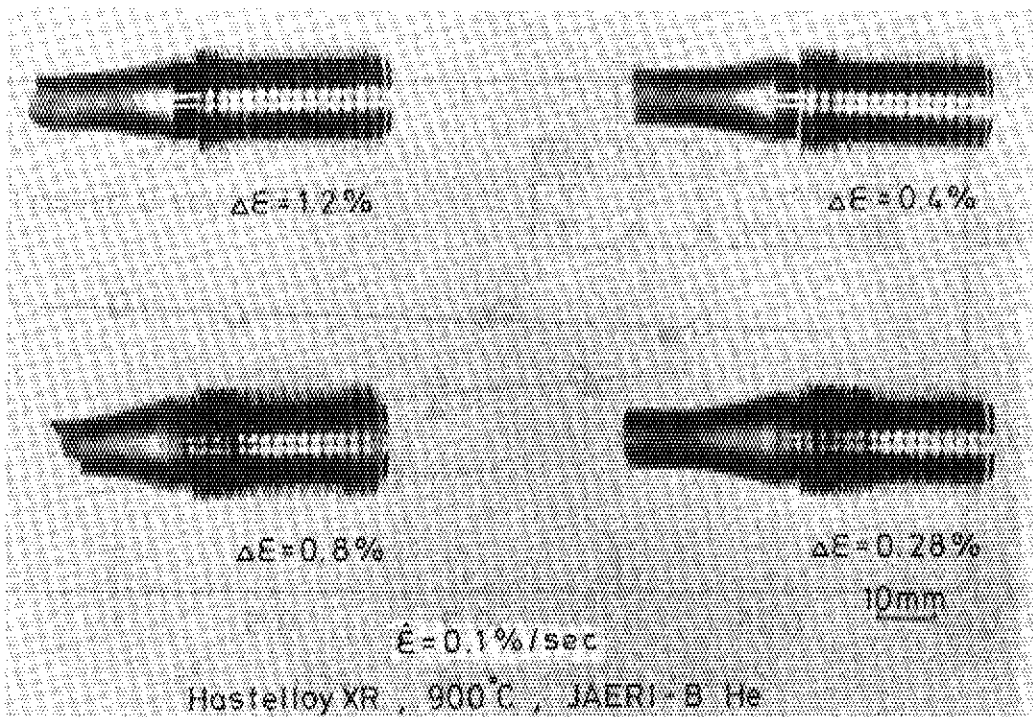


Photo.2 Typical appearance of the fatigued specimens (Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} s^{-1}$).

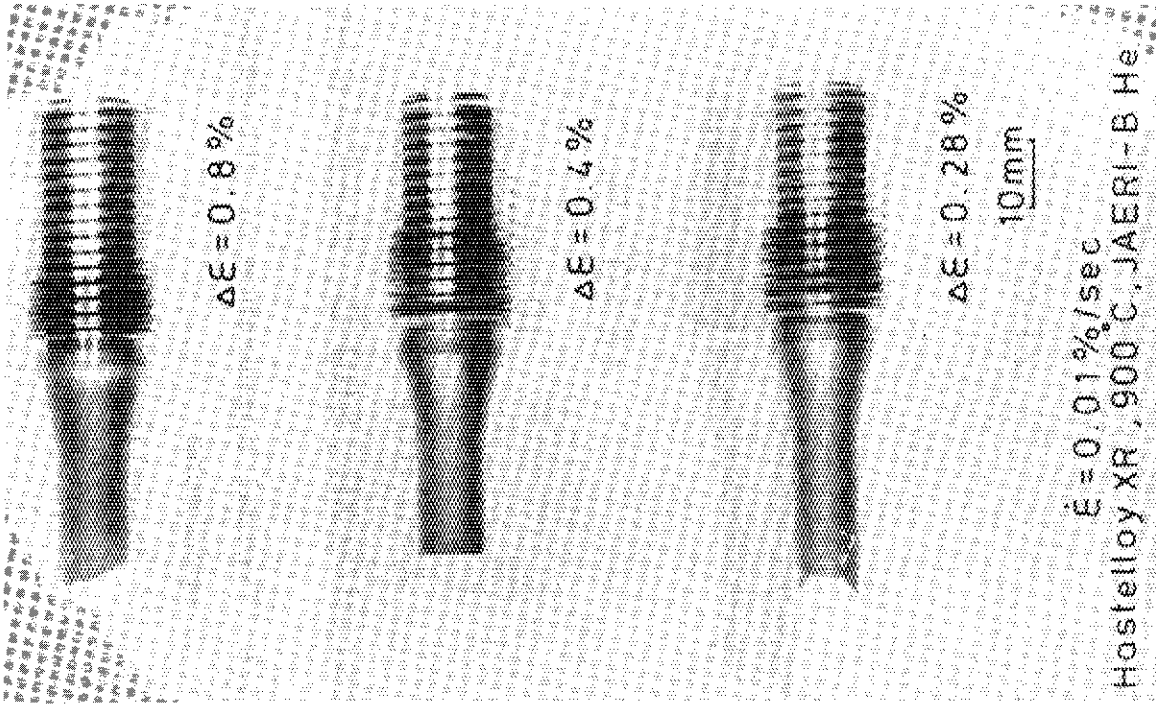


Photo.4 Typical appearance of the fatigued specimens (Hastelloy XR, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} s^{-1}$).

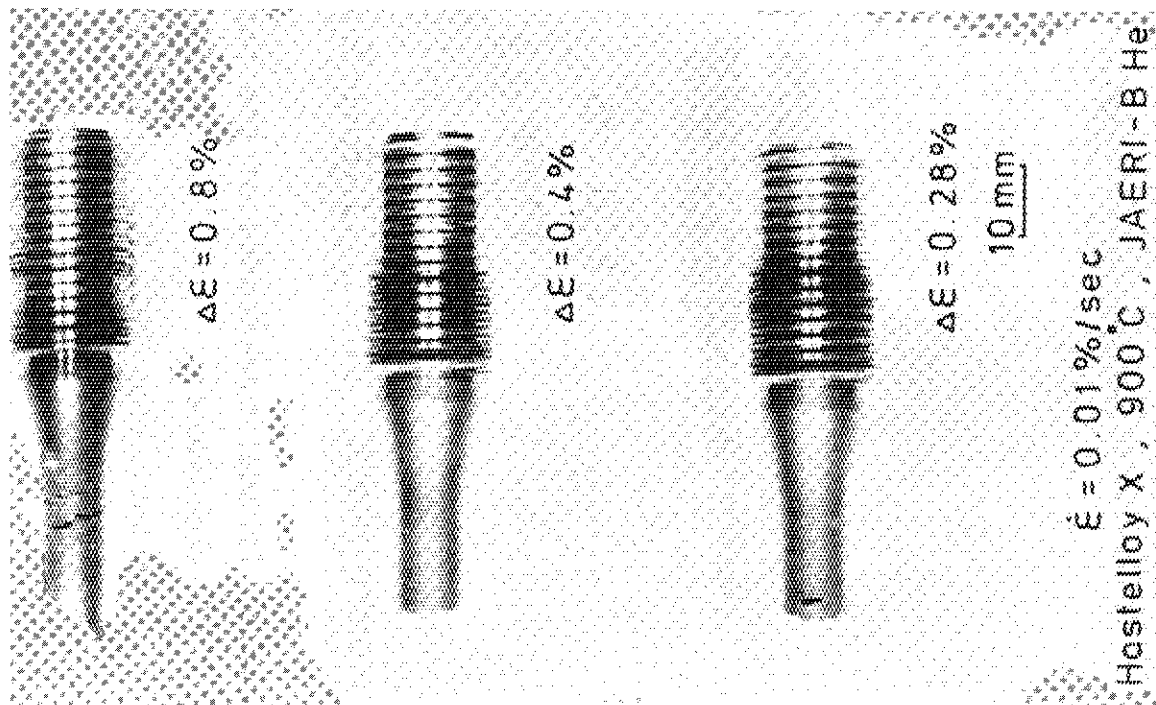


Photo.3 Typical appearance of the fatigued specimens (Hastelloy X, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} s^{-1}$).

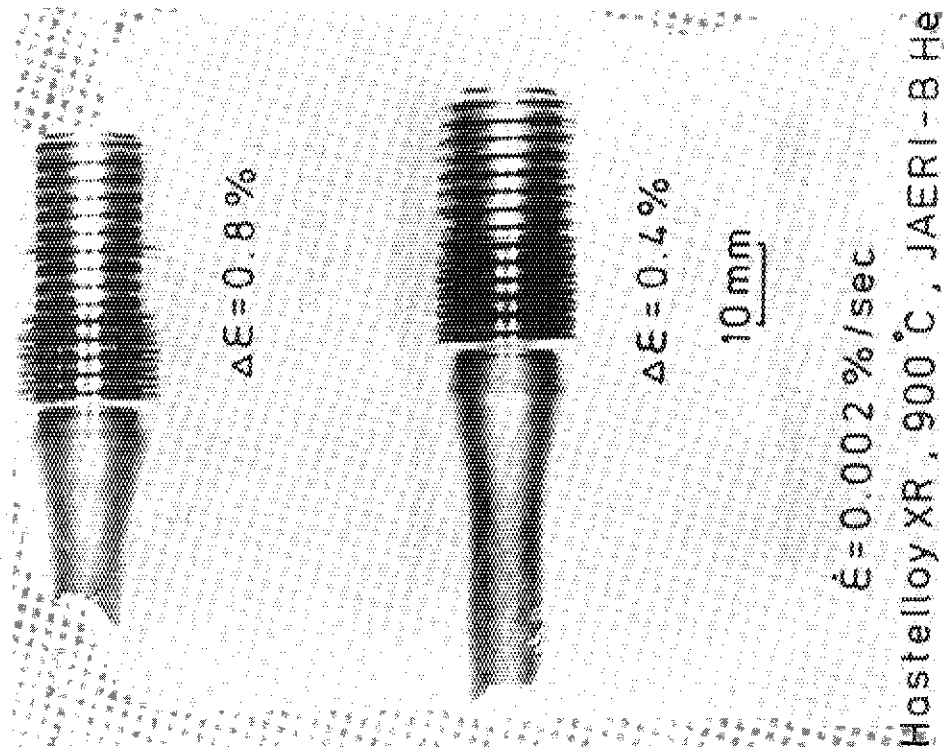


Photo.6 Typical appearance of the fatigued specimens

(Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} s^{-1}$).

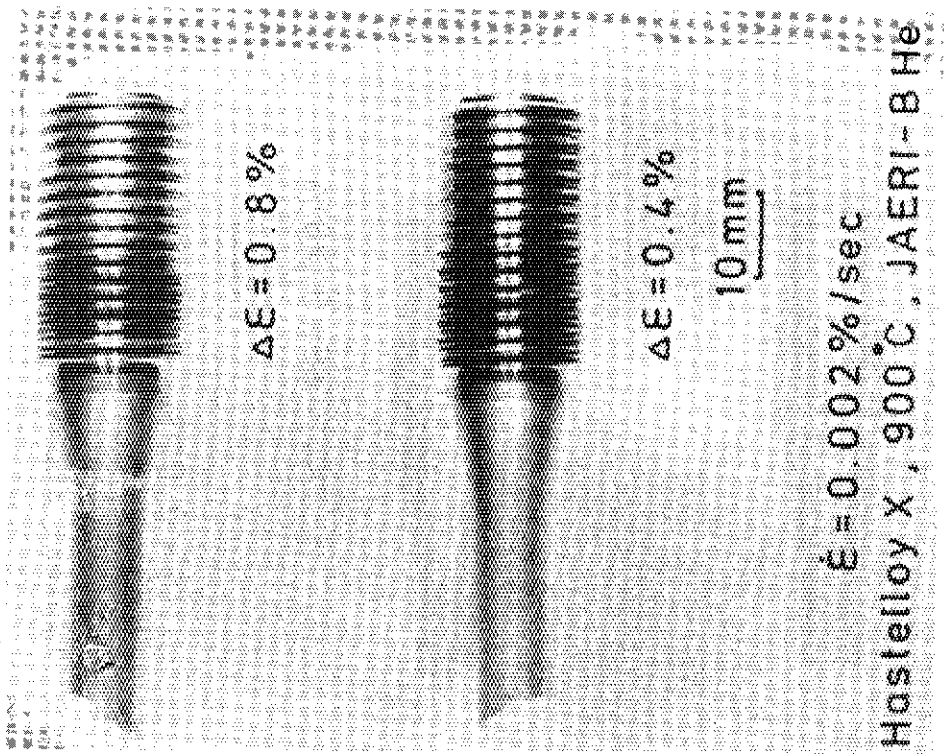


Photo.5 Typical appearance of the fatigued specimens

(Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} s^{-1}$).

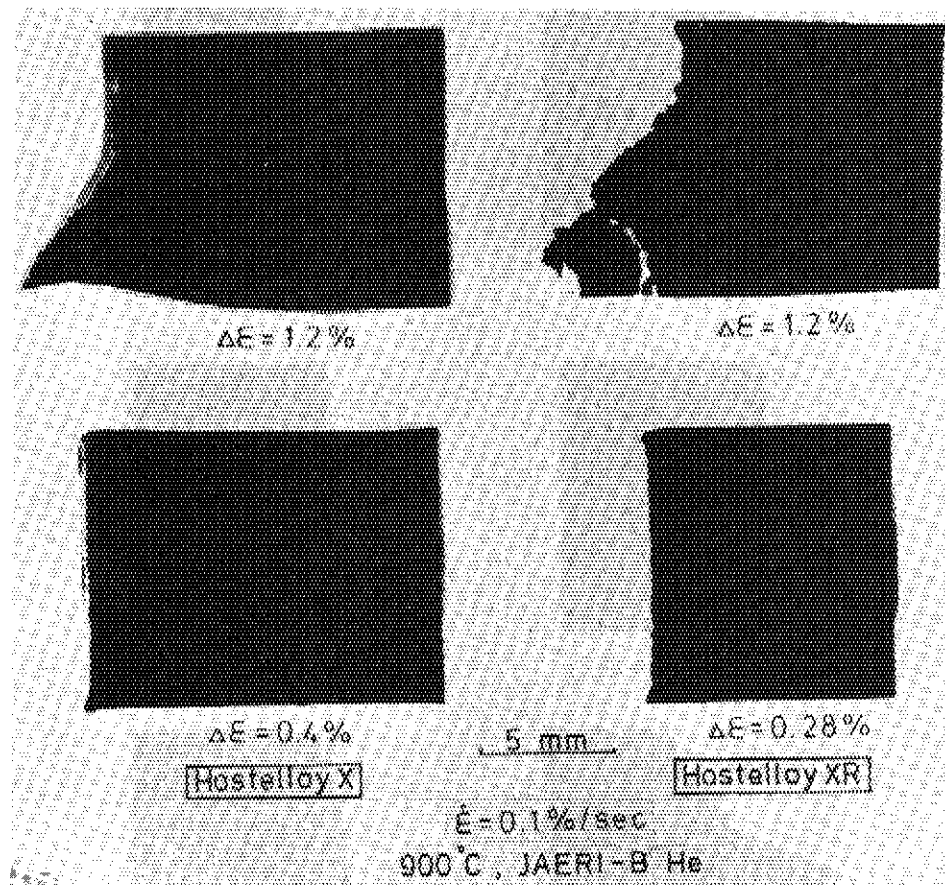


Photo.7 The cross-sectional views of the near-fracture regions after low-cycle fatigue tests ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

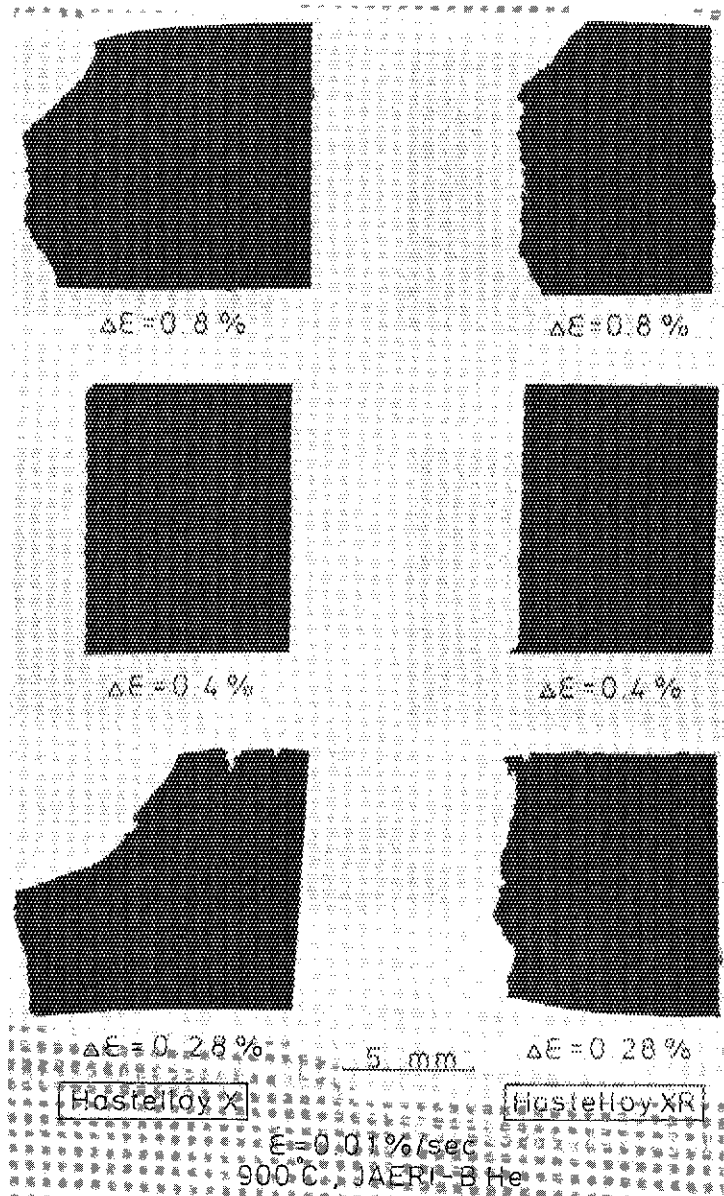


Photo.8 The cross-sectional views of the near-fracture regions after low-cycle fatigue tests ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

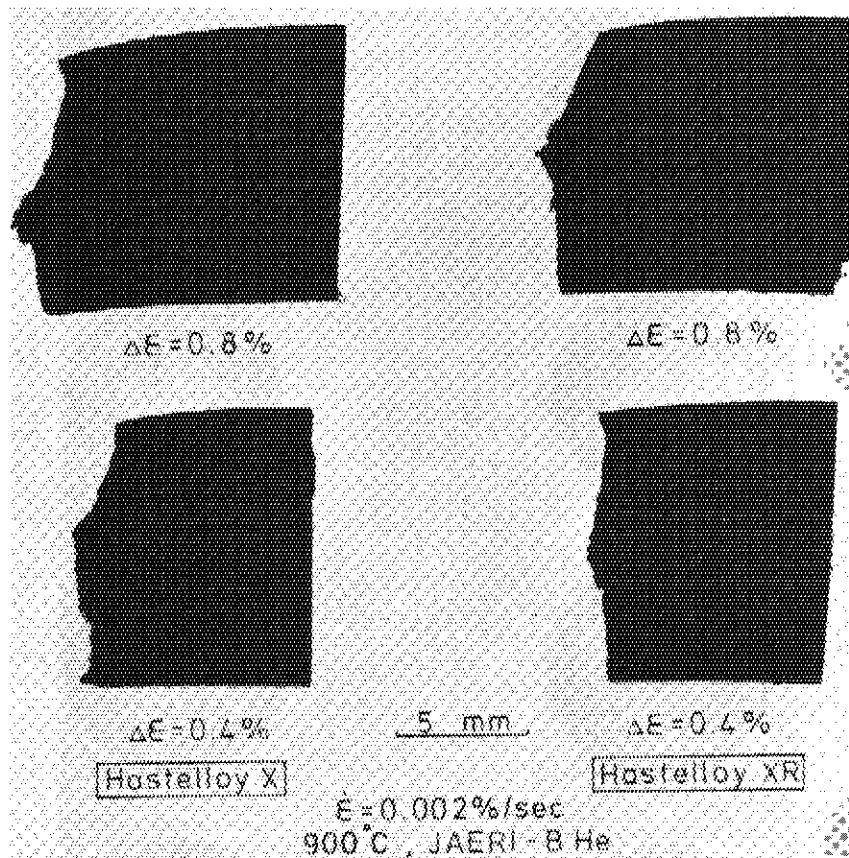


Photo.9 The cross-sectional views of the near-fracture regions after low-cycle fatigue tests ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} s^{-1}$).

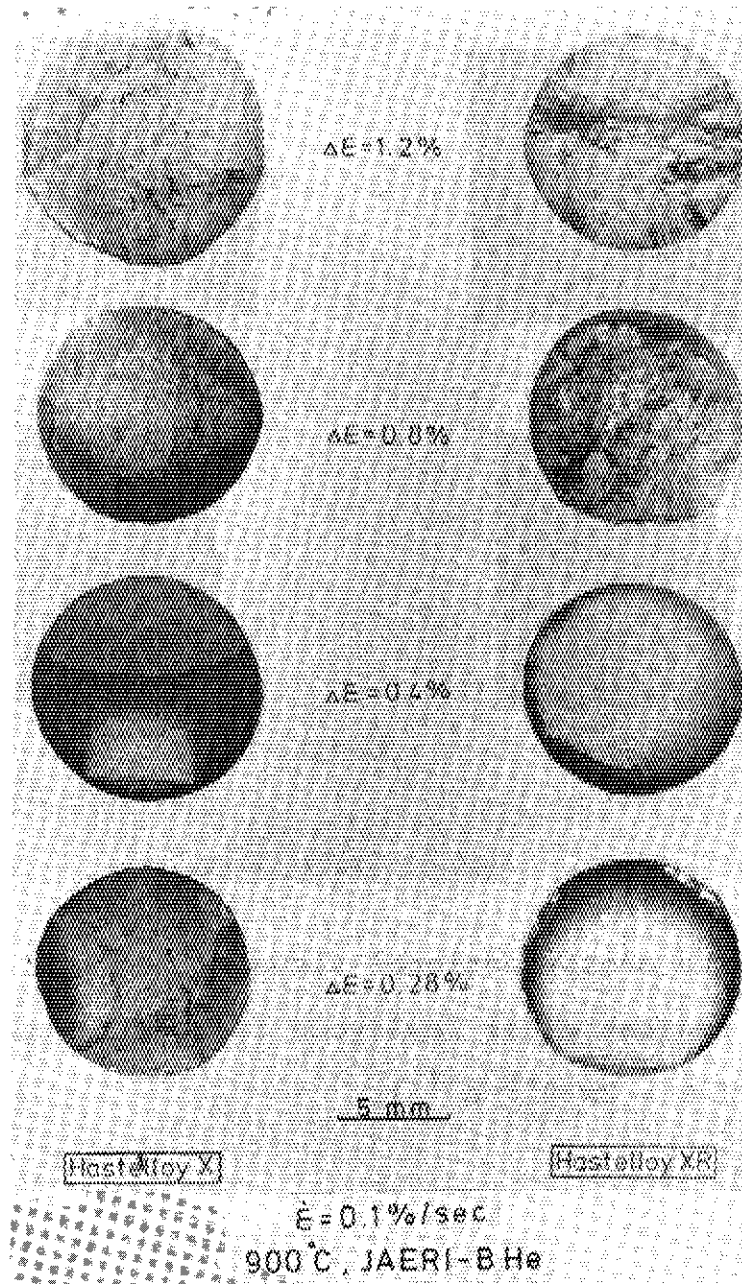


Photo.10 Fractographical features of the fatigued specimens
($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

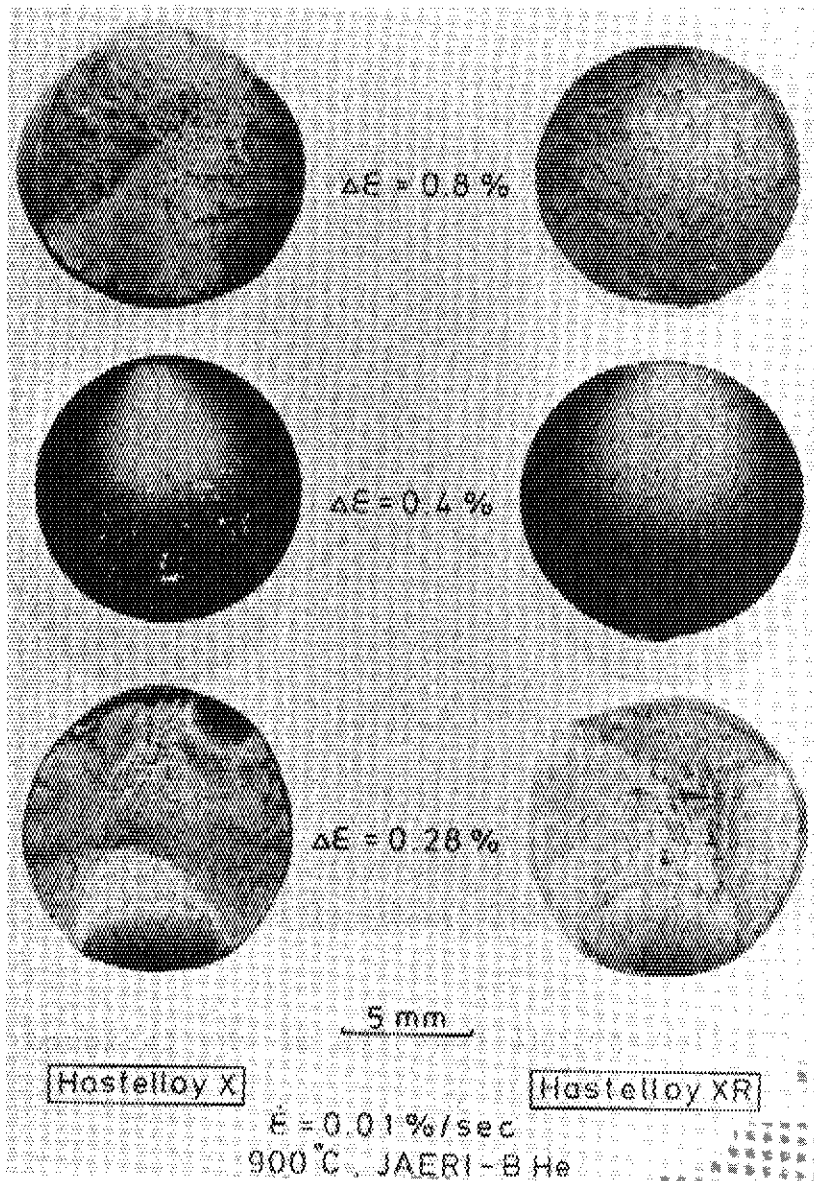


Photo.11 Fractographical features of the fatigued specimens
($\dot{E} = 1 \times 10^{-4} s^{-1}$).

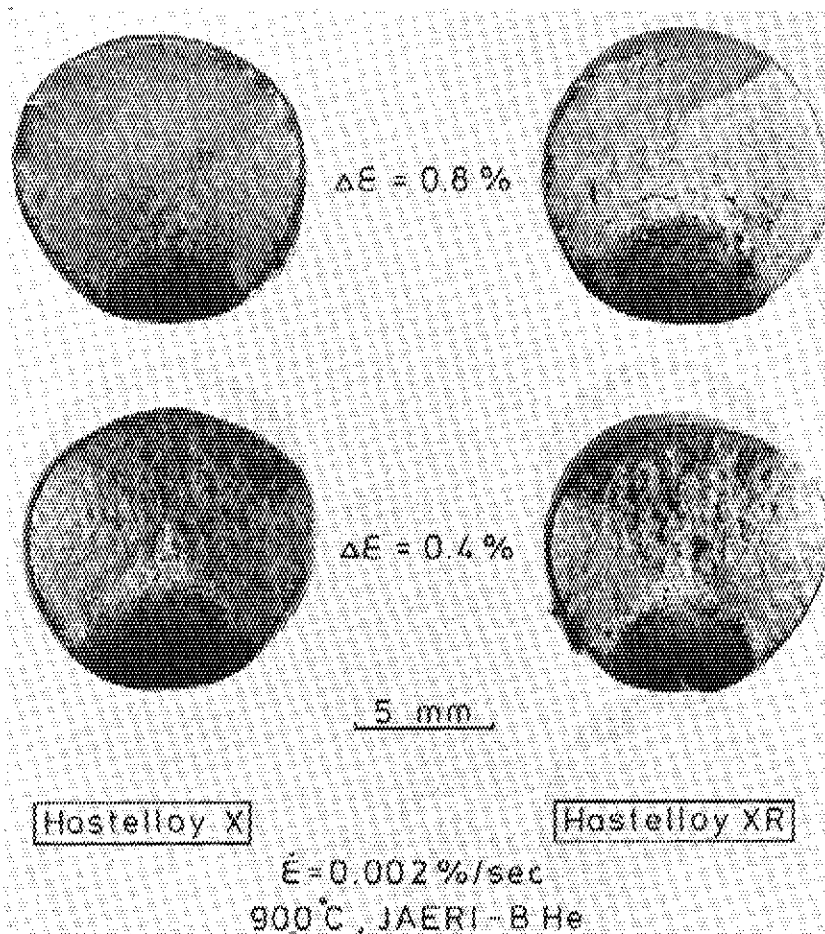


Photo.12 Fractographical features of the fatigued specimens
($\dot{E} = 2 \times 10^{-5} s^{-1}$).

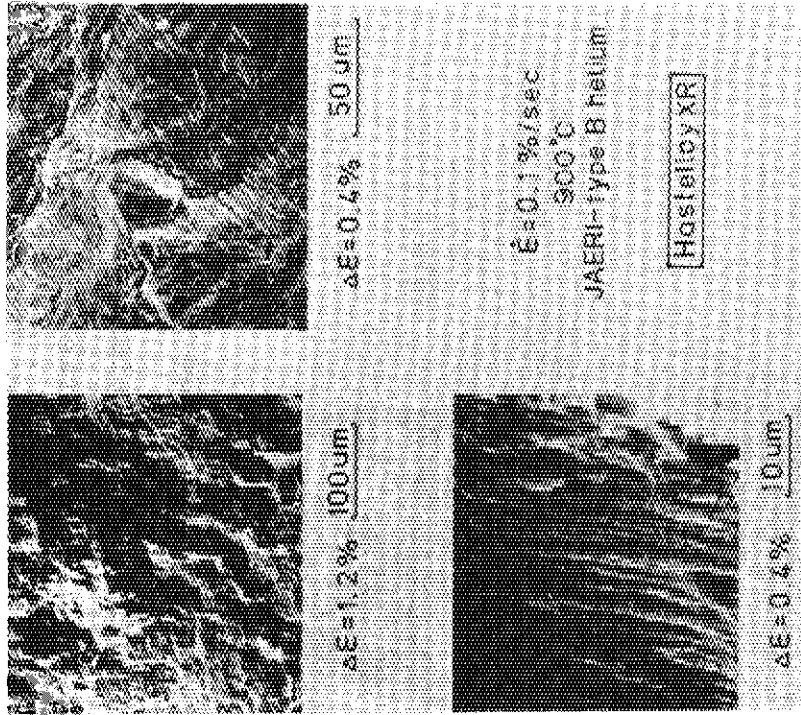


Photo.14 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces (Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

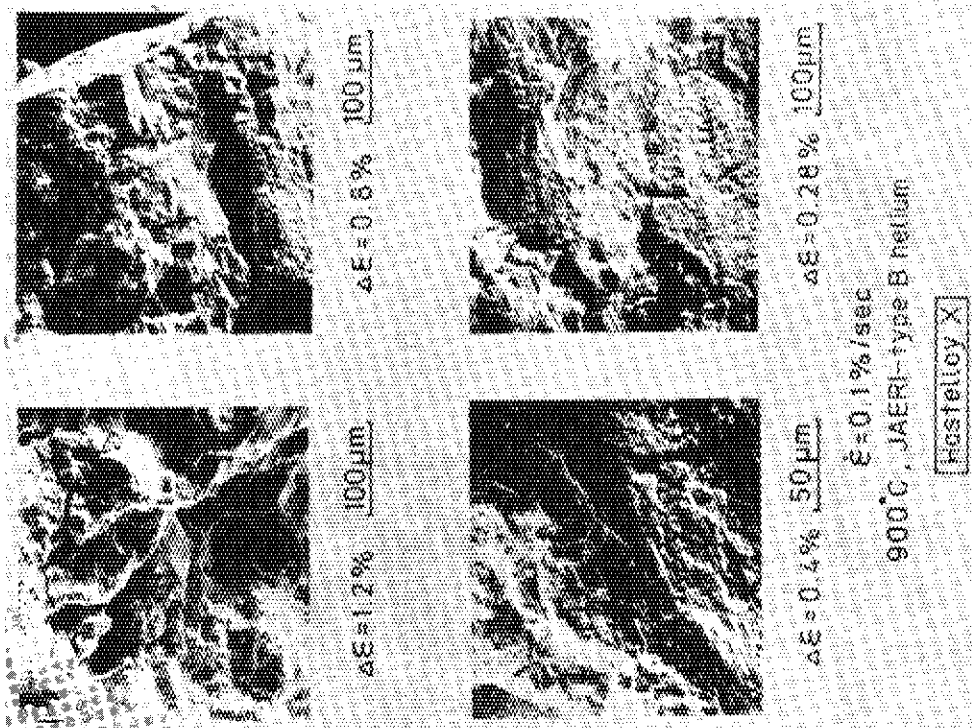


Photo.13 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

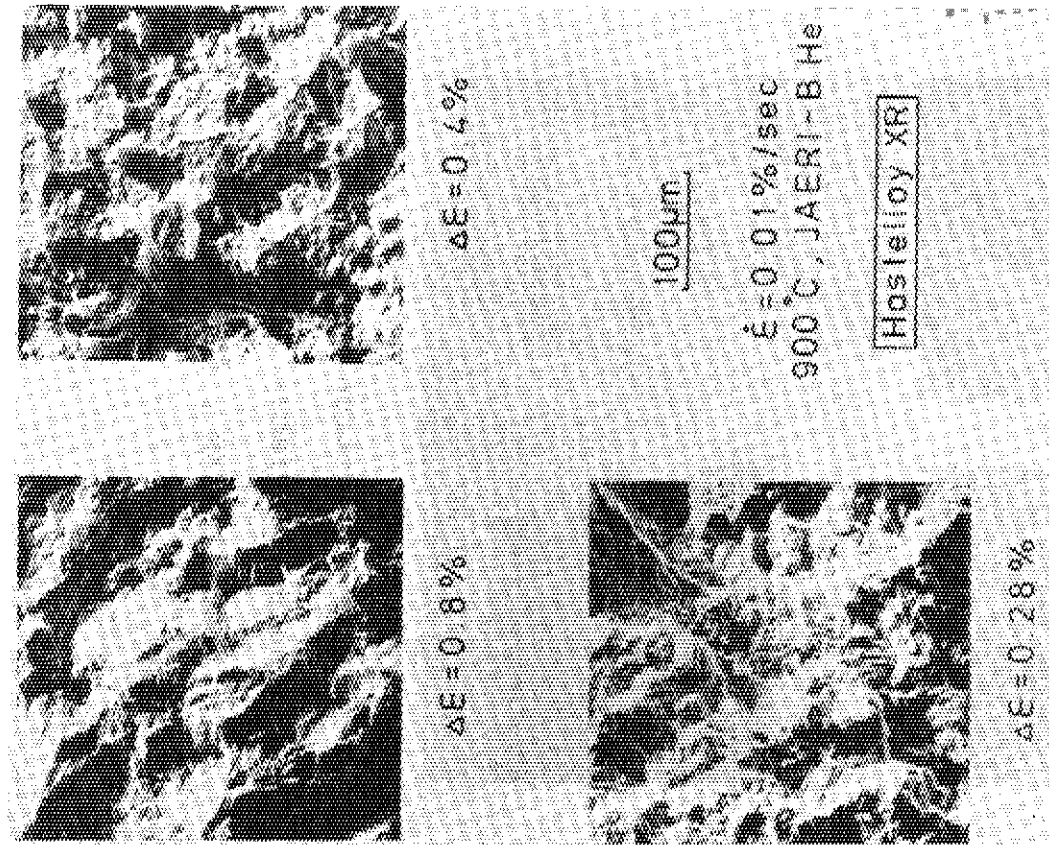


Photo.16 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces (Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} s^{-1}$).

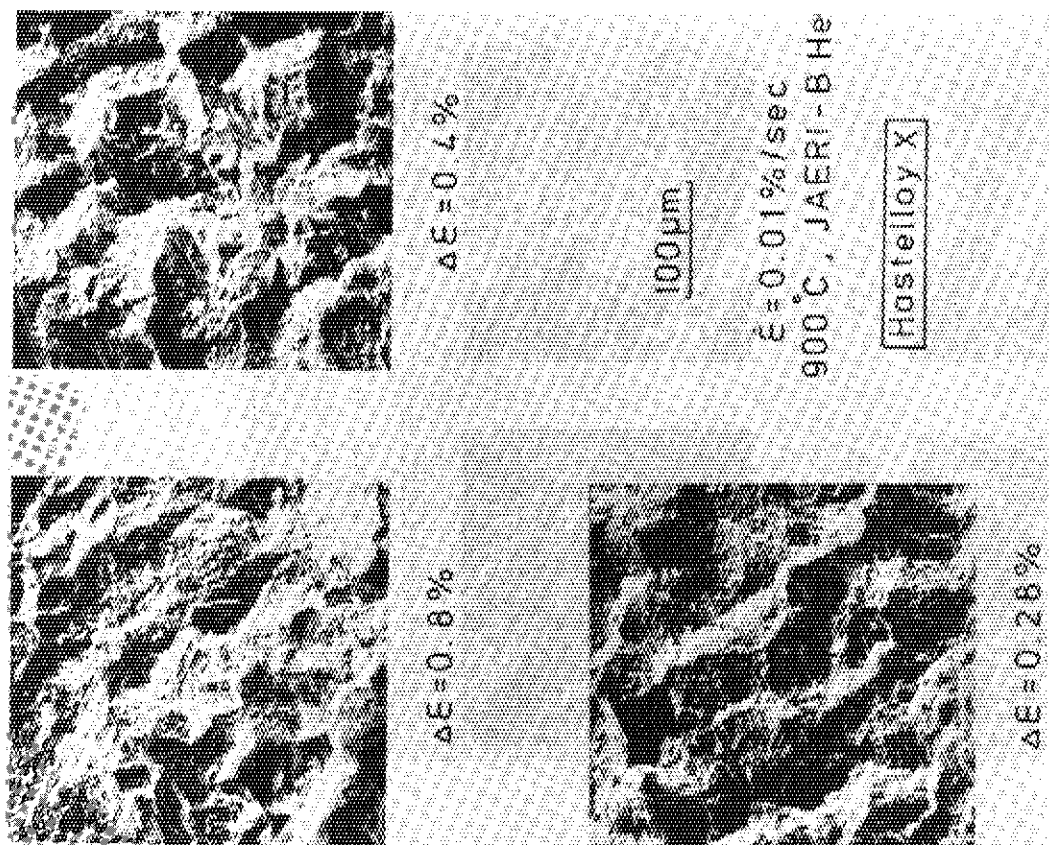


Photo.15 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} s^{-1}$).

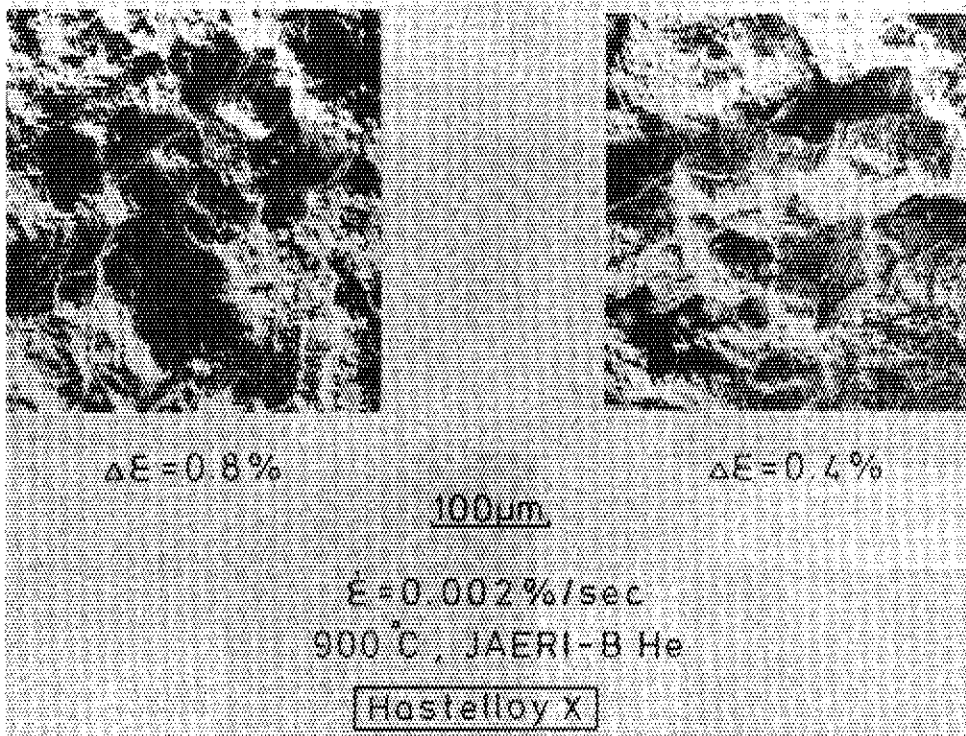


Photo.17 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces

(Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$).

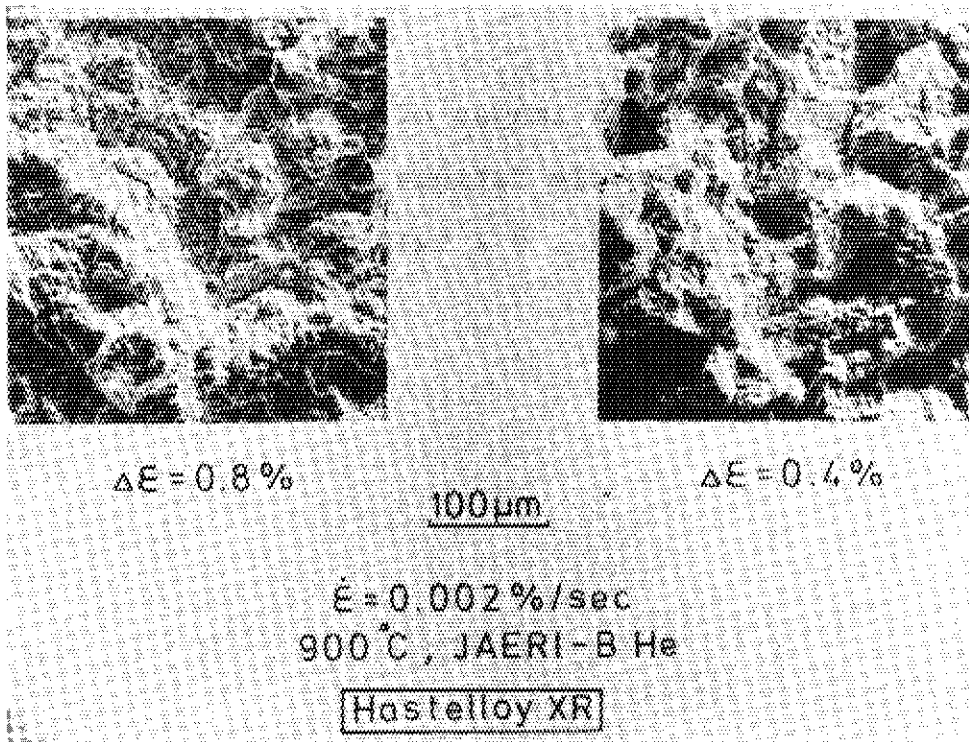


Photo.18 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces

(Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$).

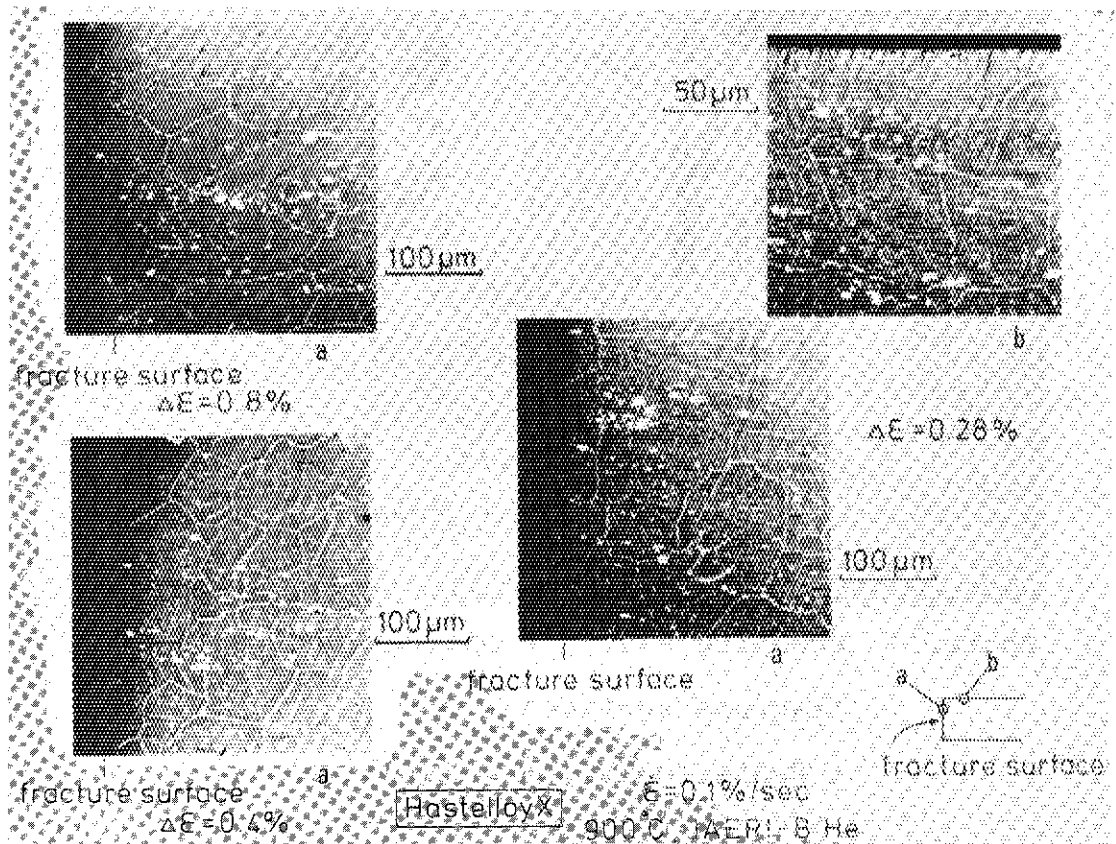


Photo.19 Compositional images of near fracture regions after low-cycle fatigue tests (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

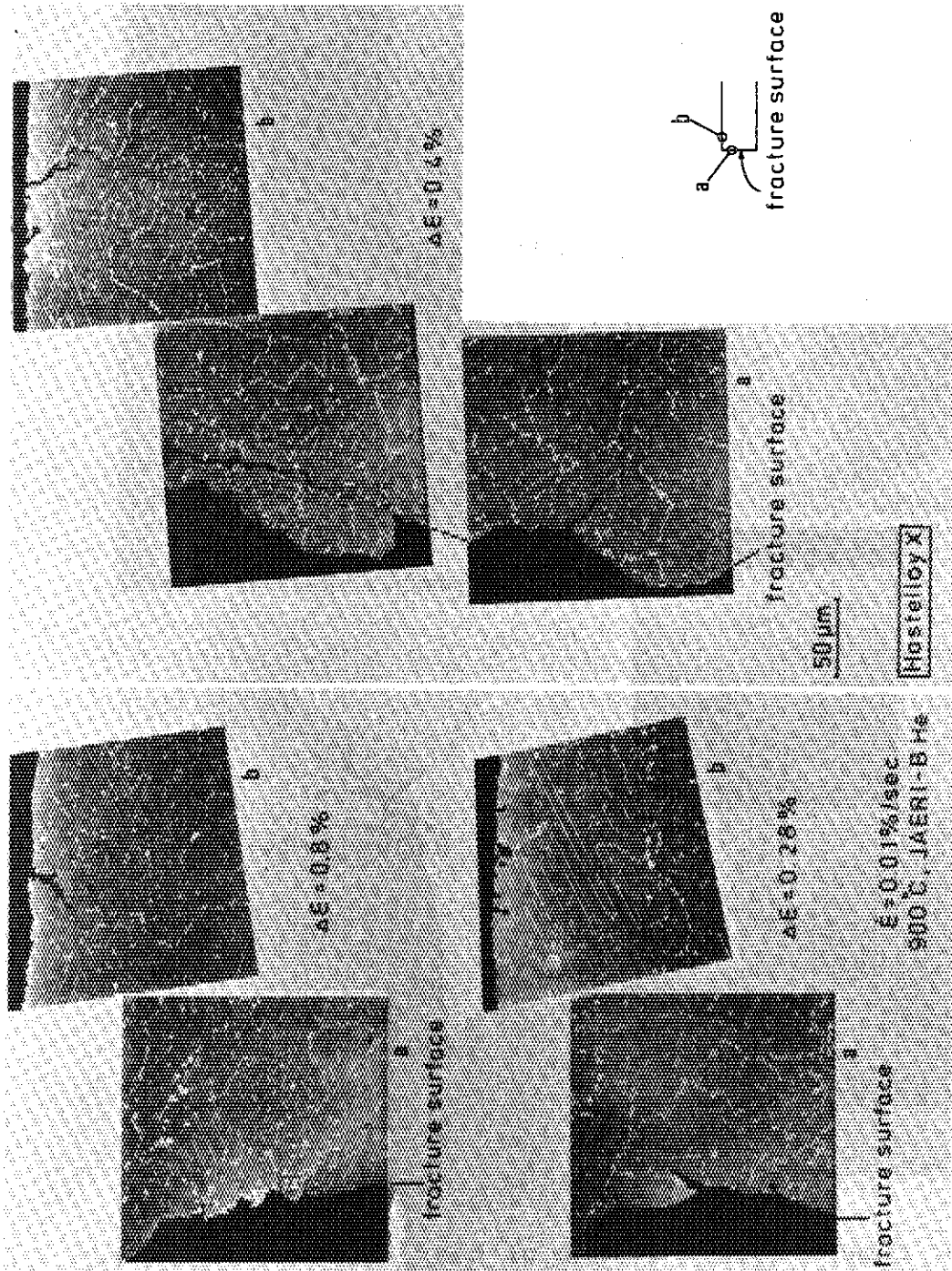


Photo.21 Compositional images of near fracture regions after low-cycle fatigue tests (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

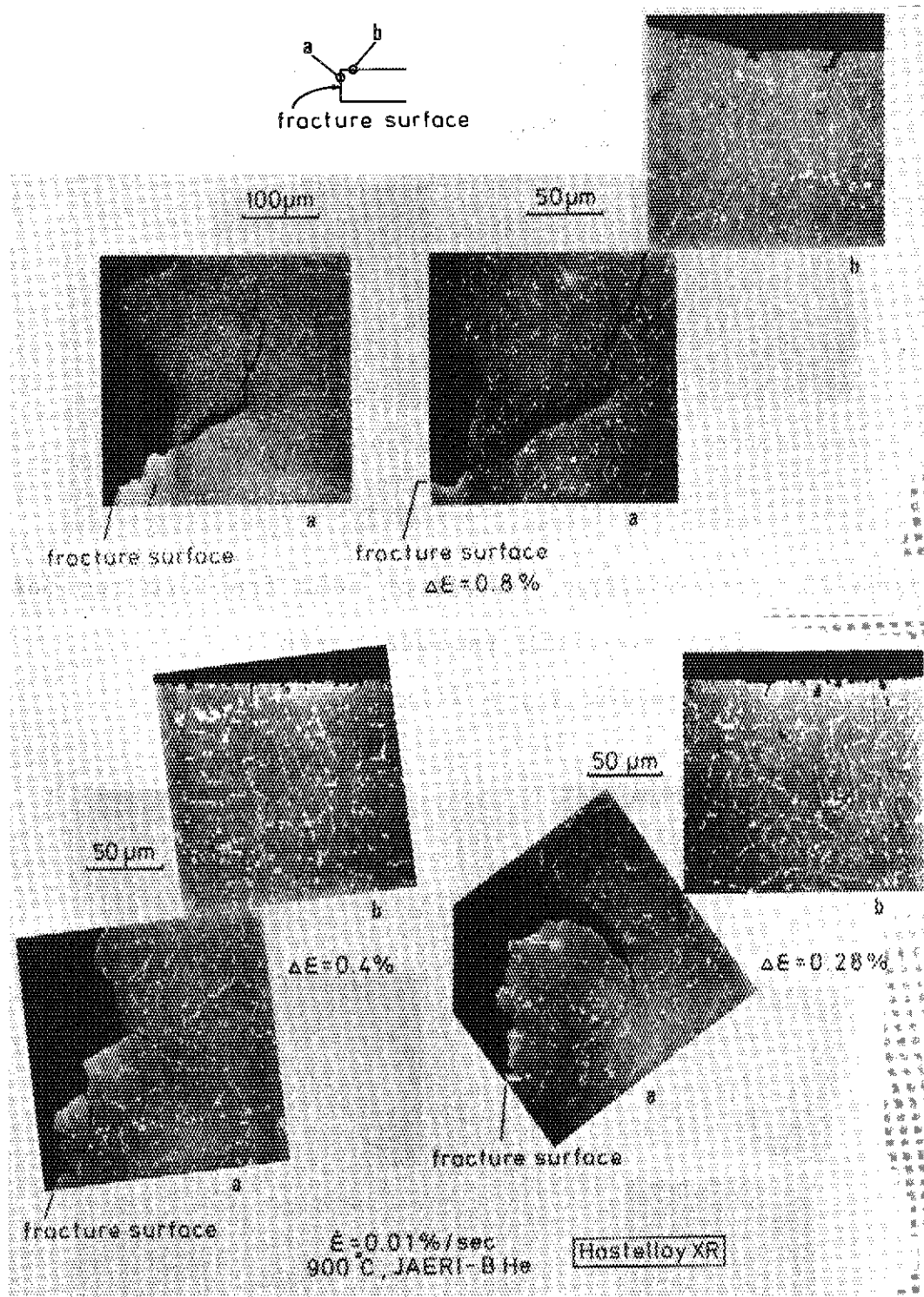


Photo.22 Compositional images of near fracture regions after low-cycle fatigue tests (Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

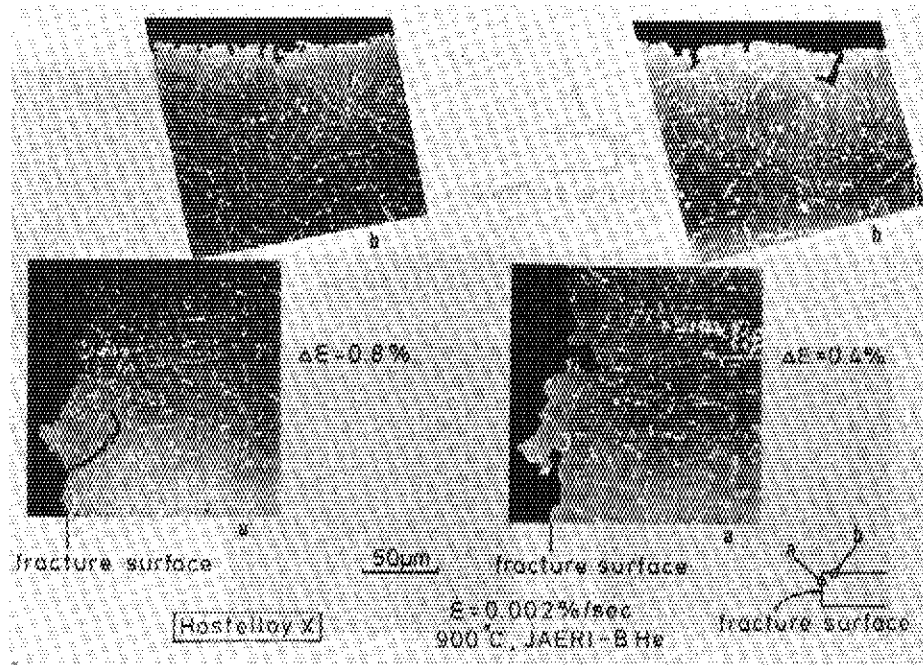


Photo.23 Compositional images of near fracture regions after low-cycle fatigue tests (Hastelloy X , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$).

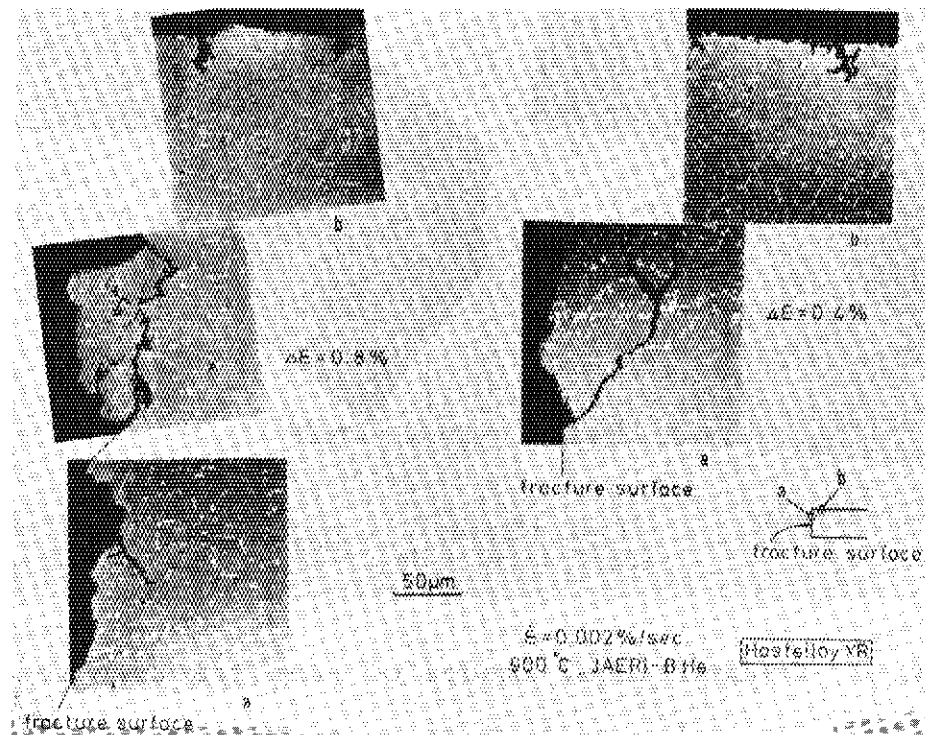


Photo.24 Compositional images of near fracture regions after low-cycle fatigue tests (Hastelloy XR , $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$).

4. 考 察

4.1 累積損傷和則による評価

本研究で行ったような変動ひずみ（応力）下でのクリープ損傷を評価する際、クリープ破断時間分数和

$$\phi_c = \sum_{k=1}^q \left(\frac{\Delta t}{t_r} \right)_k \quad (3)$$

ϕ_c : クリープ損傷率, t_r : 荷重状態 k のクリープ破断時間, Δt : 荷重状態 k の継続時間で表現する方法が広く行われており, ASME Code Case N-47でもこの方法が採用されている⁽⁵⁾。そこで, 本研究で得られたデータからクリープ損傷率 ϕ_c を算出して, この方法の妥当性について検討してみた。その際, クリープ破断曲線は, 金材技研-原研共同研究⁽²⁸⁾で得られたハステロイ XR の原研 B 型ヘリウム中におけるクリープ破断寿命を示す次式を用いた。

$$Y + 1.35592 \times 10^{-2} T_k \\ = 20.70363 - 2.32877 X - 1.97297 X^2 \quad (4)$$

$$Y = \log_{10} t_r, \quad T_k = 1173.15 \text{ (}^\circ\text{K)}$$

$$X = \log_{10} S, \quad t_r : \text{クリープ破断時間 (h)}$$

$$S : \text{応力 (kgf/mm}^2\text{)}$$

クリープ損傷率の算出結果を Fig. 9 に示す。この図において, 疲労損傷率 ϕ_f は, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / \text{s}$ の場合の疲労回帰曲線⁽²⁹⁾

$$\Delta \epsilon_t = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p \\ = 0.00228 N_f^{-0.00732} + 0.447 N_f^{-0.604} \quad (5)$$

$$\Delta \epsilon_t : \text{全ひずみ範囲, } \Delta \epsilon_e : \text{弾性ひずみ範囲}$$

$$\Delta \epsilon_p : \text{塑性ひずみ範囲, } N_f : \text{破損繰返し数}$$

で求まる N_f に対する比で表現した。

Fig. 9 から明らかなように, クリープ損傷率は理論上の最大値である 1 を大きく上回っており, クリープ損傷を(3)式で評価すると過安全の評価結果となる。また, 当然クリープ損傷が大きく現われるはずの低ひずみ速度領域のデータが必ずしもクリープ損傷率が高いという傾向を示していない。これは, 既に Fig. 7 に示したように, ひずみ速度の低下に伴う応答応力の著しい減少のため, 現象としてはクリープ効果が顕著に現われているものであるにもかかわらず, (3)式の形でクリープ損傷を表現している限りにおいては, クリープ損傷は小さいという結果を与えてしまうからである。ここで示したように, クリープ・疲労損傷和の制限値を 1 に設定しておくことは, 安全性確保の上からは保守的な扱いとなるが, クリープ・疲労評価技術の向上を図るためには Fig. 7 にみられるような, 顕著な応力緩和そのものがクリープ損傷であるという視点（延性消耗則のような取り扱い）が有効と思われる。また, 基準となるクリープ破断曲線の問題が以下のよ

うに挙げられる。

- 一方向への巨視的なひずみ蓄積がある場合とない場合の差。→Manson らは、サイクリッククリープ破断曲線を基準とすることを提案している⁽³⁰⁾。
- 定荷重クリープ破断試験では、試験片断面積の減少が大きい。→公称応力-破断時間曲線を基準とすると、クリープ損傷は過大評価となる。
- 評価する上で、クリープ損傷の大部分を占めることになる高応力領域には、クリープ破断データが無い。→クリープ破断データの存在する低応力水準での疲労試験（即ち極低ひずみ速度領域の疲労試験）が必要となる。

なお、ハステロイ X, XR の超高温域における低サイクル疲労試験において、(3)式で表現した場合のクリープ損傷率が 1 を大きく上回ることを示す 2, 3 の報告例がある^{(21) (31) (32)}。

4.2 繰り返し速度修正疲労寿命法による整理

高温低サイクル疲労特性の時間依存性に対する代表的な取り扱い法の 1 つに、Coffin の提案している繰り返し速度修正疲労寿命法 (frequency modified fatigue life method) がある⁽³³⁾。これは、(1)式の第 2 項において、

$$\Delta \varepsilon_p = B (N_f \cdot \nu^{k-1})^{-b} \quad (6)$$

$\Delta \varepsilon_p$: 塑性ひずみ範囲, N_f : 破損繰り返し数

ν : 繰り返し速度, B, b, k : 定数

で表現されるものであり、 $N_f \cdot \nu^{k-1}$ を繰り返し速度修正疲労寿命と呼ぶ。 $k=1$ とすると(6)式は(1)式と同じになり、繰り返し速度効果の無い場合を表わし、 $k=0$ とすると完全に時間のみに依存する場合を表わすことになる。

この方法を本研究で得られたデータに適用できるか否かを次の手順で検討してみた。まず、Table 5 に示したそれぞれのひずみ速度水準における疲労回帰曲線を用いて、 $\Delta \varepsilon_p = 0.1\%$, $\Delta \varepsilon_p = 0.2\%$, $\Delta \varepsilon_p = 0.5\%$, $\Delta \varepsilon_p = 1.0\%$ の 4 段階の塑性ひずみ範囲水準に対する破損繰り返し数と繰り返し速度を求めた。この結果を Fig. 10 に示す。この図からわかるように、それぞれの塑性ひずみ範囲水準において $N_f - \nu$ 関係は右上がりの直線となり、しかもこれらの直線の勾配はほぼ等しく、その平均値は 0.16 である。従って、(6)式において $k=0.84$ とすることによって、本研究で得られたデータを、(6)式の形で整理することが可能と思われる。そこで、(6)式において、 $k=0.84$ として整理した結果を Fig. 11 に示す。この図にみられるように、本研究で得られたデータは、Coffin の提案している繰り返し速度修正疲労寿命を用いると、ほぼ満足に処理することができた。

4.3 損傷機構に関する考察

一般に、低サイクル疲労においては、初期の段階でき裂が発生し、疲労寿命の大部分は、き裂の成長過程に費やされるといわれている⁽¹⁹⁾⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾。このような観点にたてば、疲労寿命の大小は、き裂成長速度 da/dN の大小に置きかえて考えることができる。

Tomkins⁽³⁷⁾は da/dN を支配する因子のうち、疲労挙動の力学的側面から、き裂先端における塑性変形に着目し、Dugdaleのモデル⁽³⁸⁾を拡張適用することにより、巨視的な $\Delta\sigma$ 、 $\Delta\varepsilon_p$ を用いて次式を提案した。

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi^2}{32} \left(\frac{\Delta\sigma}{\bar{\sigma}} \right)^2 \cdot \Delta\varepsilon_p \cdot a \quad (7)$$

$\frac{da}{dN}$: き裂成長速度, $\Delta\sigma$: 応力範囲

$\bar{\sigma}$: 塑性帯の内縁における平均的な変形応力

$\Delta\varepsilon_p$: 塑性ひずみ範囲, a : き裂長さ

(7)式によると、同一 $\Delta\varepsilon_p$ の条件下での疲労寿命は $(\Delta\sigma/\bar{\sigma})^2$ に支配されることになる。ここで $\bar{\sigma}$ として、どういう値を採用するかが問題となるが、Tomkinsによれば、想定している温度、ひずみ速度の下での引張強さ σ_{UTS} で $\bar{\sigma}$ を置きかえた簡便な取り扱いができる。そこで、本実験で得られたデータから $(\Delta\sigma/\bar{\sigma})^2$ を計算してみた。Fig. 12にその結果を示す。この図からわかるように、同一 $\Delta\varepsilon_p$ の条件下では、ひずみ速度の低下に伴い、 $(\Delta\sigma/\bar{\sigma})^2$ の値は減少している。これは、ひずみ速度の低下に伴う $\Delta\sigma$ の低下の程度が、 σ_{UTS} の低下の程度よりも大きいということを反映した結果であり、結局、Tomkinsの提案した(7)式からは、ひずみ速度の低下に伴って da/dN は減少するという結論が得られる。この結論は、本実験で得られた結果とは逆の結果となっている。これは、Tomkinsの提案した(7)式が、き裂先端で、疲労き裂成長方向と45°の方向へのせん断変形が起こることを仮定しているため、主として、き裂が粒内を進展していく場合を想定していることに起因すると思われる。既に、Photo. 13～Photo. 18に示したように、 $\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-1} \% / s$ の場合には、粒内疲労破面が支配的であったが、 $\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-2} \% / s$ 、 $\dot{\varepsilon} = 2 \times 10^{-3} \% / s$ の場合には、粒界破面の方が支配的となっており、このような条件下では、(7)式のような扱いが適用できなかったものと思われる。なお、一般に、粒内におけるき裂成長速度よりも、粒界におけるき裂成長速度の方が、かなり大きいことが報告されている⁽³⁶⁾。

ところで、上に述べたような考え方は、純粋に力学的側面からの検討であり、本研究におけるような特殊な雰囲気下での実験結果を考察する上では、環境との相互作用という側面も見逃すことはできない。炉内雰囲気近似ヘリウム環境の効果として、主として脱浸炭現象と酸化を挙げることができる。

Fig. 13～Fig. 15に、疲労試験後の試験片の炭素分析結果を示す。●印は、破面を含む破面直下の約1mm長さについての平均の含有炭素量、○印は、破面から4～7mm離れた部分の平均の含有炭素量を示している。いずれもわずかながら含有炭素量は増加しており、若干の浸炭が生じたことを示している。浸炭量は、ひずみ速度、ひずみ範囲といった試験条件には依存せず、ほぼ一定であり、本研究で観察されたひずみ速度効果は、炉内環境近似ヘリウム中の脱浸炭現象とは直接結びつくものではないといえる。なお、破面から離れた部分では、破面直下程の浸炭を生じていないことから、き裂が発生するまでは、酸化皮膜の保護性は比較的良好であったと考えられ、クリープ試験における田村らの報告⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾及び倉田らの報告⁽⁴¹⁾と合致している。

酸化の効果について注目すると、炉内雰囲気近似ヘリウム環境の特色は低酸化ポテンシャル下での酸化ということになる。Smith⁽⁴²⁾らは、SUS 316鋼の500°C及び800°Cでの疲労寿命の

酸素分圧依存性を調べ、減圧中の残留酸素ガスの破面上への吸着を考慮して、き裂の成長により形成される新生破面を完全に残留ガスが覆うのに必要な時間 (t_1 とする。)と、疲労き裂の1サイクル当りの開口時間 (t_2 とする。)の大小が、 da/dN の酸素分圧依存性を決定することになると報告している。このようなモデルを考えると、大気中のような酸化ポテンシャルの高い条件下では、新生破面を酸素ガスが覆うのに必要な時間は比較的短く、高温低サイクル疲労試験における標準的なひずみ速度 (本研究において最も高ひずみ速度条件である $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \% / s$) の場合の周期よりも十分に短いと考えられることから、常に $t_1 \ll t_2$ が成立している。一方、炉内環境近似ヘリウム中では分子状酸素は存在しないので上記のようなモデルを直接適用することには問題があるが、概念的には、ひずみ速度の低下に伴い、疲労き裂の1サイクル当りの開口時間が増加すると、低酸化ポテンシャル下でも、き裂の成長により形成される新生破面の酸化反応に対する時間的余裕を与えることになる。従って、大気中におけるよりも、低酸化ポテンシャル下では、ひずみ速度依存性が大きく出ることが示唆される。このように考えると、清水ら⁽²¹⁾の Hastelloy X の 900°C 、大気中におけるひずみ速度効果と比較して、本研究では大きなひずみ速度効果が観察されたこと、山中ら⁽¹¹⁾の SUS 304 鋼の 750°C の疲労試験で、大気中におけるよりも $2.7 \times 10^{-4} \sim 4 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ ($2 \times 10^{-6} \sim 3 \times 10^{-5} \text{ Torr}$) の真空中における方が、ひずみ保持効果はるかに大きかったことなどが、定性的には説明がつく。また、 10^{-6} Pa (10^{-8} Torr) とした超高真空中では繰り返し速度の影響がほとんど出ないとする Coffin の報告⁽⁸⁾とも矛盾はしない。

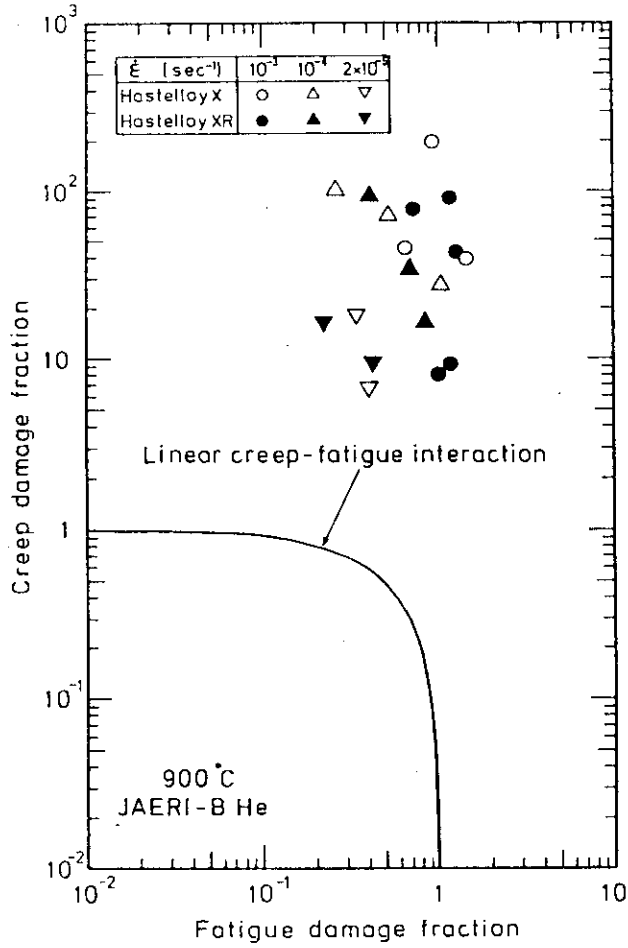


Fig.9 Creep-fatigue interaction diagram.

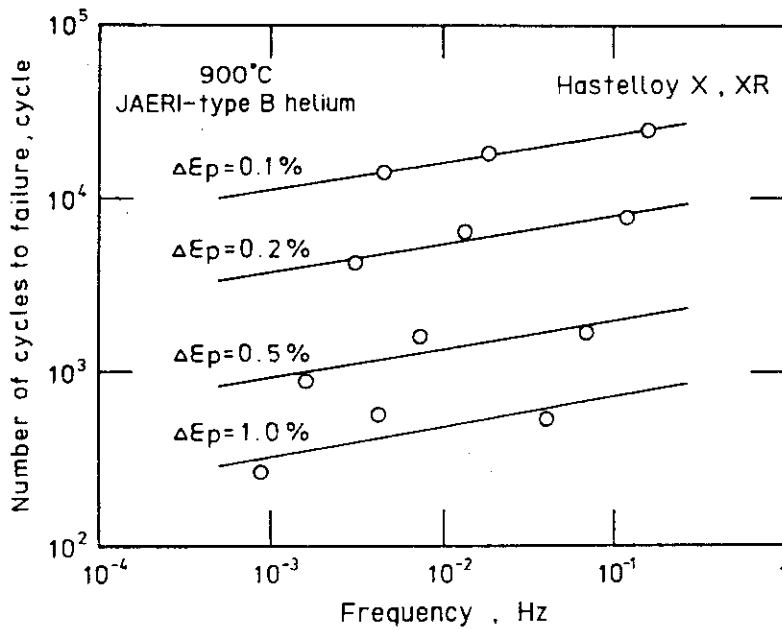


Fig.10 Relation between fatigue life and frequency.

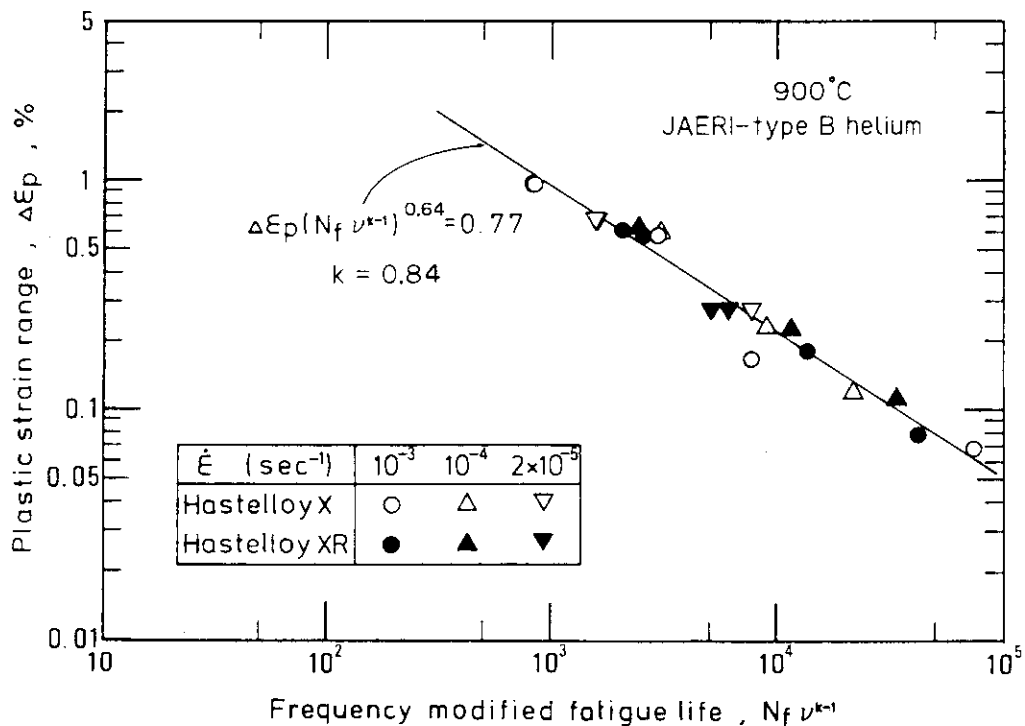


Fig.11 Relation between plastic strain range and frequency modified fatigue life.

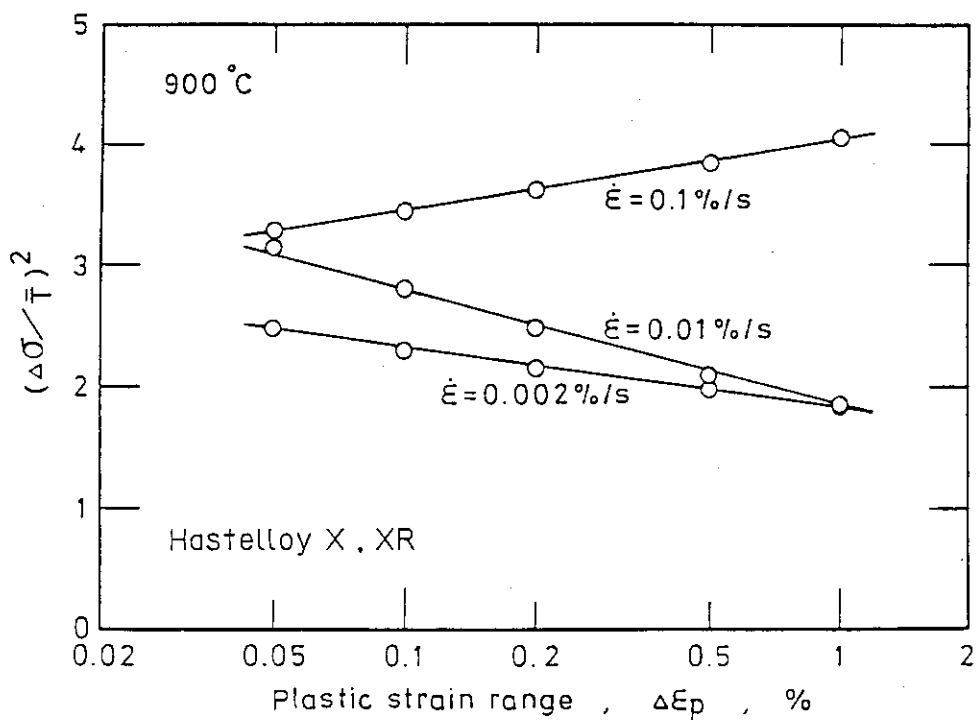


Fig.12 Relation between $(\Delta \sigma / \bar{T})^2$ and plastic strain range.

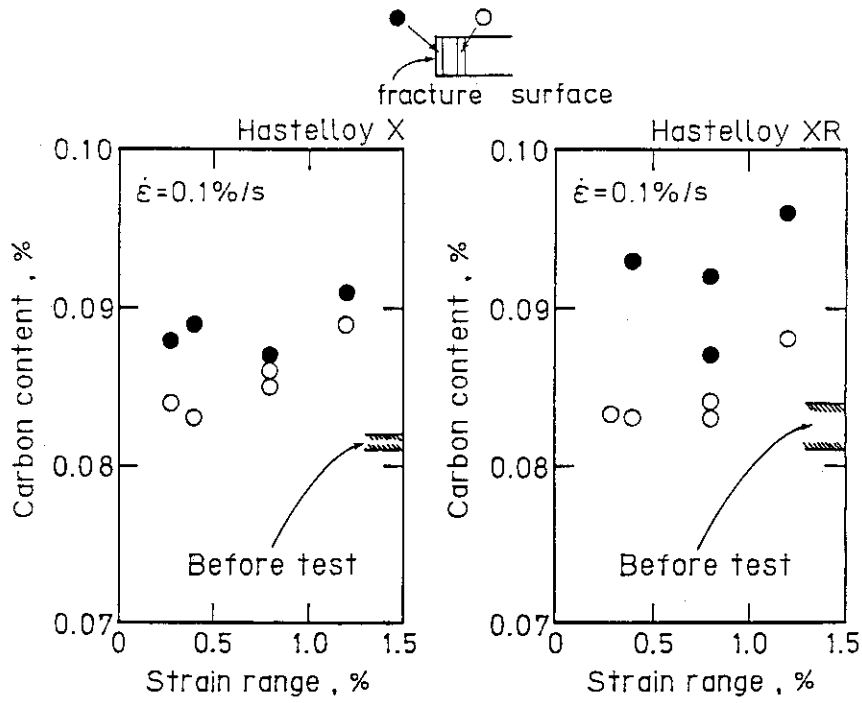


Fig.13 Changes in bulk carbon content of the fatigued specimens
 ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

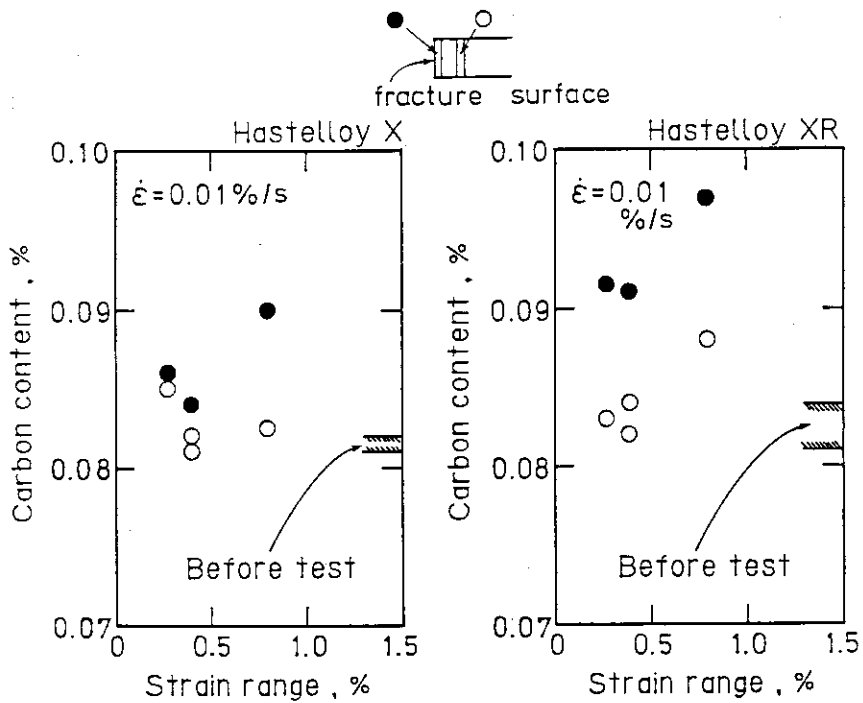


Fig.14 Changes in bulk carbon content of the fatigued specimens
 ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

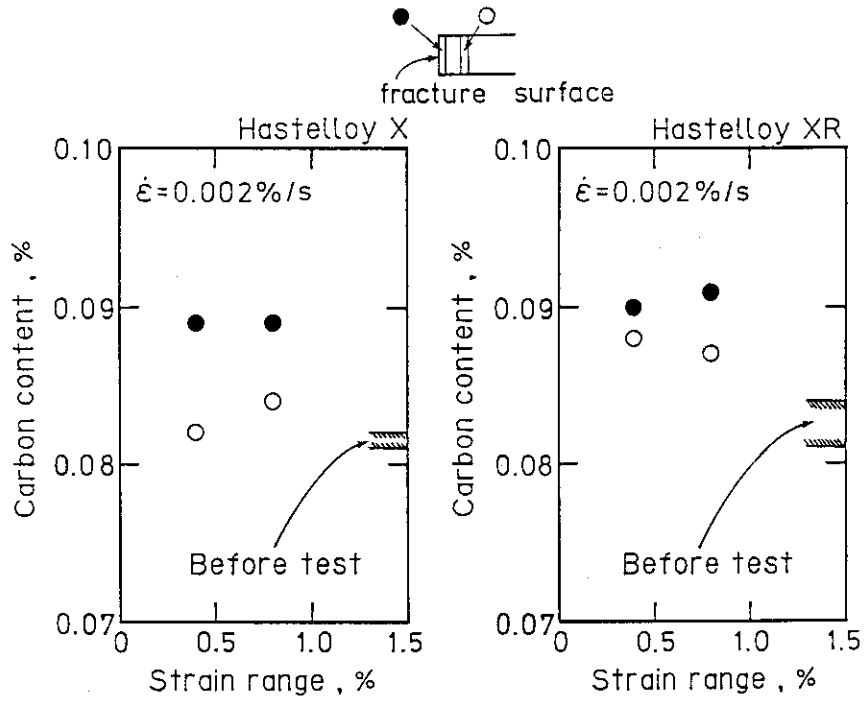


Fig.15 Changes in bulk carbon content of the fatigued specimens
 ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$).

5. 結 言

高温ガス炉の炉内環境を近似した不純ヘリウムを試験雰囲気とし、ハステロイ X 及びハステロイ XR の 900°C における低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響について検討を加え、次のような知見を得た。

- (1) ひずみ速度の低下に伴い、疲労寿命は著しく低下した。
- (2) ひずみ速度の低下に伴い、ひずみ軟化及び繰返し軟化の傾向を示した。
- (3) 破壊モードは、粒内割れの方が支配的な粒内、粒界混合型から、ひずみ速度の低下に伴い、粒界型中心の様相に遷移した。
- (4) クリープ損傷をいわゆるクリープ破断時間分数和の方法で評価すると、過安全の評価結果となった。
- (5) 得られたデータは、繰返し速度修正疲労寿命法によって、ほぼ満足に処理することができた。

なお、ハステロイ X とその耐食性改良材であるハステロイ XR の間に、本実験条件の範囲内では、有意な差は見出されなかった。

謝 辞

本研究の遂行にあたり走査型電子顕微鏡観察等で御協力を頂いた材料工学研究室、菊地正彦氏に感謝の意を表します。

5. 結 言

高温ガス炉の炉内環境を近似した不純ヘリウムを試験雰囲気とし、ハステロイ X 及びハステロイ XR の 900°C における低サイクル疲労挙動に及ぼすひずみ速度の影響について検討を加え、次のような知見を得た。

- (1) ひずみ速度の低下に伴い、疲労寿命は著しく低下した。
- (2) ひずみ速度の低下に伴い、ひずみ軟化及び繰返し軟化の傾向を示した。
- (3) 破壊モードは、粒内割れの方が支配的な粒内、粒界混合型から、ひずみ速度の低下に伴い、粒界型中心の様相に遷移した。
- (4) クリープ損傷をいわゆるクリープ破断時間分数和の方法で評価すると、過安全の評価結果となった。
- (5) 得られたデータは、繰返し速度修正疲労寿命法によって、ほぼ満足に処理することができた。

なお、ハステロイ X とその耐食性改良材であるハステロイ XR の間に、本実験条件の範囲内では、有意な差は見出されなかった。

謝 辞

本研究の遂行にあたり走査型電子顕微鏡観察等で御協力を頂いた材料工学研究室、菊地正彦氏に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- (1) M. Shindo and T. Kondo ; Proc. Conf. on Gas - Cooled Reactors Today, Bristol / UK, 1982 (British Nuclear Energy Society) Vol. 2, P. 179
- (2) 日本原子力研究所；高温ガス炉研究開発の現状(1986)
- (3) 原子力安全研究協会；実験炉の安全設計・評価方針及び構造設計方針の検討(1987)
- (4) 通商産業省告示第 501 号「発電用原子力設備に関する構造等の技術基準」(1980)
- (5) ASME, Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Case N-47-23 (1986)
- (6) 日本原子力研究所 多目的高温ガス炉研究会議研究開発専門部会 高温構造設計指針ワーキンググループ報告書(1982)
- (7) 日本原子力研究所 多目的高温ガス炉研究会議研究開発専門部会 実験炉材料ワーキンググループ報告書(1984)
- (8) L. F. Coffin Jr. ; ASTM STP 520 (1973), P. 5
- (9) H. D. Solomon and L. F. Coffin Jr. ; ASTM STP 520 (1973), P. 112
- (10) D. J. White ; Proc. Inst. Mech. Engr. 184 - 12 (1969 - 70), P. 223
- (11) 山中一由, 鷯戸口英善, 朝田泰英, 三橋俊作；日本機械学会論文集, Vol. 46, No. 412 (1980), P. 1329
- (12) J. T. Berling and T. Slot ; ASTM STP 459 (1969), P. 3
- (13) R. D. Cambell ; Trans. Amer. Soc. Mech. Engr. Vol. 93 Ser. B (1971), P. 887
- (14) A. Coles and A. Chitty ; Proc. Conf. on Thermal and High Strain Fatigue, London / UK, 1967 (Inst. Metals and Iron & Steel Inst.) P. 328
- (15) J. B. Conway ; General Electric Nuclear Systems Programs, GEMP - 740 (1969)
- (16) C. E. Jaske, J. S. Perrin, and H. Mindlin ; Reactor Tech. Vol. 15 (1972), P. 185
- (17) D. L. Harrod and M. J. Manjoins ; ASME - MPC Symp. on Creep - Fatigue Interaction (1976), P. 87
- (18) K. Yamaguchi, K. Kanazawa, and S. Yoshida ; Mat. Sci. and Engr. Vol. 33 (1978), P. 175
- (19) 山口弘二, 金沢健二, 吉田 進；鉄と鋼 Vol. 64, No. 8 (1978), P. 1199
- (20) 古屋一夫, 永田徳雄, 渡辺亮治；学振 123 委研究報告 Vol. 19 (1978), P. 205
- (21) 清水茂樹, 池本喜和, 野中 武, 永井耕司；川崎技報 No. 69 (1979), P. 41
- (22) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁, 伊東光義；石川島播磨技報 Vol. 26 No. 4 (1986), P. 1
- (23) 辻 宏和, 近藤達男；日本原子力研究所レポート JAERI-M 82 - 082 (1982)
- (24) 日本工業規格 JIS Z 2241 (1980)
- (25) 平 修二編「熱応力と熱疲労」(日刊工業新聞社)(1974), P. 87
- (26) S. S. Manson ; NACA TN 2933 (1953)
- (27) L. F. Coffin Jr. ; Proc. of the 4 th Sagamore Conf. (1957), P. 219

- (28) 横井 信, 門馬義雄, 近藤達男, 小川 豊, 倉田有司; 日本原子力研究所レポート JAERI-M 83-138 (1983)
- (29) 辻 宏和, 近藤達男; 日本原子力研究所レポート JAERI-M 84-014 (1984)
- (30) S. S. Manson, G. R. Halford, and D. A. Spera; *Advances in Creep Design*, London (1971), P. 229
- (31) 清水茂樹, 池本喜和; *材料*, Vol. 26, No. 282 (1977), P. 255
- (32) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁; *材料*, Vol. 35, No. 390 (1986), P. 305
- (33) L. F. Coffin Jr.; *Proc. 2nd Inter. Conf. on Fracture* (1969), P. 56
- (34) J. Wareing; *Met. Trans.* 6 A (1975), P. 1367
- (35) P. S. Maiya; *Scripta Met.* 9 (1975), P. 1277
- (36) 山口弘二, 金沢健二; *鉄と鋼*, Vol. 64, No. 14 (1978), P. 2187
- (37) B. Tomkins; *Philosophical Magazine*, 18 (1968), P. 1041
- (38) D. S. Dugdale; *J. Mech. Phys. Solids*, 8 (1960), P. 100
- (39) 田村 学, 小川 豊, 倉田有司, 近藤達男; 日本原子力研究所レポート JAERI-M 82-032 (1982)
- (40) M. Tamura, Y. Ogawa, H. Tsuji, and T. Kondo; *Proc. Conf. on Gas-Cooled Reactors Today*, Bristol/UK, 1982 (British Nuclear Energy Society) Vol. 2, P. 203
- (41) Y. Kurata, Y. Ogawa, and T. Kondo; *Nucl. Technol.* Vol. 66, No. 2 (1984), P. 250
- (42) H. H. Smith, P. Shahinian, and M. R. Acther; *Trans. Met. Soc. AIME*, No. 245 (1969), P. 947